

PCT

WELTORGANISATION FÜR GEISTIGES EIGENTUM
Internationales Büro
 INTERNATIONALE ANMELDUNG VERÖFFENTLICHT NACH DEM VERTRAG ÜBER DIE
 INTERNATIONALE ZUSAMMENARBEIT AUF DEM GEBIET DES PATENTWESENS (PCT)

| | | | |
|---|--|--|---|
| (51) Internationale Patentklassifikation ⁴ : C21D 8/04, C22C 38/14 | | A1 | (11) Internationale Veröffentlichungsnummer: WO 89/ 07158 |
| | | (43) Internationales Veröffentlichungsdatum: | 10. August 1989 (10.08.89) |
| (21) Internationales Aktenzeichen: PCT/DE89/00057 (22) Internationales Anmeldedatum: 27. Januar 1989 (27.01.89) (31) Prioritätsaktenzeichen: P 38 03 064.0 P 38 43 732.5 (32) Prioritätsdaten: 29. Januar 1988 (29.01.88) 22. Dezember 1988 (22.12.88) (33) Prioritätsland: DE (71) Anmelder (für alle Bestimmungsstaaten ausser US): STAHLWERKE PEINE-SALZGITTER AG [DE/ DE]; Gerhardstr. 10, D-3150 Peine (DE). (72) Erfinder; und (75) Erfinder/Anmelder (nur für US): FREIER, Klaus [DE/ DE]; Marienburgweg 65, D-3340 Wolfenbüttel (DE). ZIMNIK, Walter [DE/DE]; Salzdahlumer Str. 60, D- 3340 Wolfenbüttel (DE). | | (74) Anwalt: KAISER, Henning; Salzgitter AG, Postfach 15 06 27, Kurfürstendamm 32, D-1000 Berlin 15 (DE). (81) Bestimmungsstaaten: AT (europäisches Patent), BE (eu- ropäisches Patent), CH (europäisches Patent), DE (europäisches Patent), FR (europäisches Patent), GB (europäisches Patent), IT (europäisches Patent), JP, LU (europäisches Patent), NL (europäisches Patent), SE (europäisches Patent), SU, US. Veröffentlicht Mit internationalem Recherchenbericht Mit geänderten Ansprüchen und Erklärung. | |
| (54) Title: COLD-ROLLED SHEET OR STRIP AND PROCESS FOR MANUFACTURING THEM | | | |
| (54) Bezeichnung: KALTGEWALZTES BLECH ODER BAND UND VERFAHREN ZU SEINER HERSTELLUNG | | | |
| (57) Abstract | | | |
| <p>In order to produce sheet possessing good forming propert- ies, in particular for rotationally symmetrical deep-drawing, a low- carbon steel containing not more than 0.009 % N is alloyed with 0.01 to 0.04 % Ti and in certain cases with 0.01 to 0.06 % Nb and continuously cast. The plate slabs are heated to a temperature above 1120 degrees Celsius, rolled to obtain a hot strip above the Ar₃ point, and wound at 520 ± 100 degrees Celsius. After cold roll- ing to the desired fine sheet thickness, the steel strip is annealed by recrystallization, skin-passed and made into sheets.</p> | | ALLY Legierung | |
| (57) Zusammenfassung | | | |
| <p>Zur Erzeugung eines Bleches mit guten Umformeigenschaften, insbesondere für das rotationssymmetrische Tiefziehen, wird vorgeschlagen, einen kohlenstoffarmen Stahl, der max. 0,009 % N enthält, mit 0,01 - 0,04 % Ti und in bestimmten Fällen auch mit 0,01 bis 0,06 % Niob zu legieren, im Strang zu vergießen, die Bramme oberhalb 1120 Grad Celsius zu erwärmen, oberhalb des Ar₃-Punk- tes zu Warmband auszuwalzen und bei 520 ± 100 Grad Celsius zu haspeln. Nach dem Kaltwalzen auf die gewünschte Feiblechdicke wird das Stahlband rekristallisierend geglüht, bevor es abschlie- ßend dressiert und zu Blechen konfektioniert wird.</p> | | 0 = zipfelfrei, 1 = zipfelarm, 2 = zipfelig NO EARS FEW EARS EARS | |

LEDIGLICH ZUR INFORMATION

Code, die zur Identifizierung von PCT-Vertragsstaaten auf den Kopfbögen der Schriften, die internationale Anmeldungen gemäss dem PCT veröffentlichen.

| | | | | | |
|----|--------------------------------|----|-----------------------------------|----|--------------------------------|
| AT | Österreich | FR | Frankreich | MR | Mauritanien |
| AU | Australien | GA | Gabun | MW | Malawi |
| BB | Barbados | GB | Vereinigtes Königreich | NL | Niederlande |
| BE | Belgien | HU | Ungarn | NO | Norwegen |
| BG | Bulgarien | IT | Italien | RO | Rumänien |
| BJ | Benin | JP | Japan | SD | Sudan |
| BR | Brasilien | KP | Demokratische Volksrepublik Korea | SE | Schweden |
| CF | Zentrale Afrikanische Republik | KR | Republik Korea | SN | Senegal |
| CG | Kongo | LI | Liechtenstein | SU | Sowjet Union |
| CH | Schweiz | LK | Sri Lanka | TD | Tschad |
| CM | Kamerun | LU | Luxemburg | TG | Togo |
| DE | Deutschland, Bundesrepublik | MC | Monaco | US | Vereinigte Staaten von Amerika |
| DK | Dänemark | MG | Madagaskar | | |
| FI | Finnland | ML | Mali | | |

Kaltgewalztes Blech oder Band und Verfahren zu seiner Herstellung

Beschreibung

Die Erfindung betrifft ein Verfahren zur Herstellung eines Bleches oder Bandes sowie ein zum Tiefziehen geeignetes Blech oder Band gemäß den Oberbegriffen der Ansprüche 1 und 6.

Zum Tiefziehen von rotationssymmetrischen Stahlteilen wird möglichst texturfrees kaltgewalztes Band oder Blech eingesetzt, damit ein quasiisotropes Umformen möglich und das gezogene Teil zipfelfrei ist. Damit ist gemeint, daß ein z. B. zylindrisch tiefgezogenes Teil keinen welligen Rand aufweist.

Eine vollkommene Zipfelfreiheit ist nur von isotropem Material ohne Seigerungen, ohne nichtmetallische Einschlüsse, ohne perl schnurartige Zementitausscheidungen und bei pan-cake-freiem Gefüge zu erwarten. Daher wird in der folgenden Beschreibung nur der Begriff "zipfelarmes" auch für nach dem Stand der Technik "zipfelfreies" Band verwendet.

In "Blech, Rohre, Profile" 9/1977, S. 341 - 346 wird detailliert die Ursache für die Zipfelbildung beschrieben und ein Maß für die relative Zipfelhöhe Z sowie die ebene Anisotropie Δr — definiert. Ideal wären jeweils Ergebnisse mit dem Wert Null (zipfelfreies Material).

Der Wert für die ebene Anisotropie errechnet sich aus der Anisotropie r für unterschiedliches Ausdehnungsverhalten des Materials in Walzrichtung sowie unter 45 Grad und 90 Grad dazu. Für unterschiedliche Tiefzieheigenschaften sind verschiedene r -Werte einstellbar.

Für die in der Veröffentlichung erwähnten Stähle läßt sich zipfelfreies Material nur durch Normalglühen des kaltgewalzten Bandes in einer Durchlaufglühe bei etwa 1000 Grad Celsius erreichen, wobei das Blech im Endzustand eine Korngröße ASTM 8 bei einer relativen Zipfelhöhe von ca. 0,3 bis 0,4 % und Delta r ca. $\pm 0,1$ erreichen.

Für nicht normalisierend geglühtes Band sei nur ein zipfelarmer Zustand durch Kompromisse in der Verfahrensführung bei der Blechherstellung zu erreichen. Dabei sollen die Walzendtemperaturen ca. 750 Grad Celsius und die Kaltwalzgrade entweder unter 25 % oder über 80 % liegen und mit als für die Zipfeligkeit ungünstig bezeichneten Rekristallisationstemperaturen von über 600 Grad Celsius gearbeitet werden.

Beschrieben wird weiterhin, daß ein Normalisieren nicht im Bund, sondern nur in einer Durchlaufglühe erfolgen kann, weil bei den hohen Temperaturen die Bänder zusammenkleben würden.

Aus der DE-OS 32 34 574 ist ein gattungsgemäßes zum Tiefziehen geeignetes kaltgewalztes Stahlblech oder Stahlband bekannt. Der Titangehalt soll, in Abhängigkeit der Gehalte an Kohlenstoff, Sauerstoff, Schwefel und Stickstoff, auf Werte bis 0,15 % steigen können, die Haspeltemperatur über 700 Grad Celsius oder mindestens jedoch 580 Grad Celsius mit anschließender Warmband-Erwärmung auf über 700 Grad Celsius betragen. Weiterhin wird ein Kaltwalzgrad von 70 - 85 % sowie ein Durchlaufglühen bei 700 - 900 Grad Celsius mit maximal zwei Minuten Haltezeit empfohlen. Hinweise zur Zipfelbildung des Materials werden nicht gegeben.

Aus der EP-A1-101 740 wird für einen gattungsgemäßen kaltgewalzten Stahl eine Brammenerwärmungstemperatur kleiner als 1100 Grad Celsius, eine Walzendtemperatur von unter A_3 , Haspeltemperaturen von 320 - 600 Grad Celsius und Kaltwalzgrade von 50 - 95 % sowie rekristallisierendes Durchlaufglühen empfohlen. Dabei soll ein Stahl mit maximal 0,005 % Kohlenstoff, maximal 0,004 % Stickstoff und maximal 0,02 % Niob in Kombination mit einem oder mehreren der Elemente Aluminium, Chrom, Bor oder Wolfram Verwendung finden. Erzielt werden hohe mittlere r-Werte oberhalb 1,2. Hinweise auf die Zipfligkeit des Materials nach dem Tiefziehen sind nicht offenbart.

Ein weiteres Verfahren zur Herstellung tiefziehgeeigneter Stähle mit Brammenglühtemperatur kleiner 1100 Grad Celsius, Endwalztemperatur max. 780 Grad Celsius und Haspeltemperaturen von mindestens 450 Grad Celsius sowie Kaltbandglühen im Hauben- oder Durchlaufglühofen sind in der EP-B1-120 976 offenbart. Das Verfahren soll r-Werte um 2 erzielen; Werte für die Zipfelbildung sind nicht offenbart.

Es ist allgemein bekannt, daß Warmband eine gute quasiisotrope Umformbarkeit besitzt, jedoch eine nicht ausreichende Oberflächengüte und zu große Toleranzen aufweist und zudem nicht in Dicken unter 1,2 mm hergestellt wird.

Von daher liegt der Erfindung die Aufgabe zugrunde, ein zipfelfreies oder zumindest zipfelarmes tiefziehgeeignetes Blech aus Stahlband und ein entsprechendes Herstellverfahren vorzuschlagen, bei dem auf das Durchlaufglühen bei Temperaturen oberhalb A_1 verzichtet, aber trotzdem kostengünstig produziert werden kann.

Die Aufgabe wird erfindungsgemäß durch die Ansprüche 1 und 6 gelöst.

Vorteilhafte Weiterbildungen der Erfindung sind in den Unteransprüchen erfaßt.

Überraschenderweise hat sich gezeigt, daß bei Anwendung der erfindungsgemäßen Brammen-, Glüh-, Walz- und Haspeltemperaturen für den genannten Stahl ein rekristallisierendes Glühen eines Bundes im Haubenofen ausreicht, um dem Stahlband oder dem konfektionierten Stahlblech hervorragende Tiefzieheigenschaften, insbesondere eine extreme Zipfelarmut, zu geben.

Die üblicherweise beim Stand der Technik für den Stahl St 4 NZ oder RSt 14 durch Normalglühen erreichten Werte der Korngröße von bestenfalls ASTM 8 entsprechend $490 \mu\text{m}^2$ können durch das erfindungsgemäße Verfahren durch rekristallisierendes Glühen unterschritten werden, wobei zusätzlich niedrige Streckgrenzenwerte beibehalten werden können durch Wahl entsprechender Kaltwalzgrade in Abhängigkeit vom Titangehalt. Dies ergibt den Vorteil, daß auf hohe Investitionen für eine Durchlaufglühe für eine Normalglühbehandlung verzichtet werden kann.

Durch Variation der Zulegierung von Titan in den angegebenen Grenzen läßt sich praktisch jeder gewünschte Kaltwalzgrad für die Erzeugung zipfelfreien Materials einstellen und/oder genauso ebenfalls eine Streckgrenze zwischen 175 und 450 N/mm^2 bei Zugfestigkeiten von 310 bis 520 N/mm^2 .

Eine der Ursachen für die günstigen Eigenschaften des erzeugten Bleches ist in der frühzeitigen Bildung von Titanitrid zu sehen, so daß ein pan-cake-Gefüge während des rekristallisierenden Glühens durch die Aluminium-Nitrid-Ausscheidungen nicht entstehen kann.

Durch die Wahl niedriger Haspeltemperaturen um 520 Grad Celsius wurden überraschend Warmbandqualitäten erzielt, die nach dem Kaltwalzen ein zipfelfreies Material gewährleisten und eine zusätzliche Kornverfeinerung ermöglichen.

Ein besonderer Vorteil des so hergestellten Warmbandes liegt darin, daß im Grundsatz keinerlei Restriktion hinsichtlich des anschließenden Kaltwalzens besteht, sofern der Kaltwalzgrad mindestens ca. 5 % beträgt, d.h. oberhalb der bekannten kritischen schwachen Kaltverformung bleibt, die beim Rekristallisationsglühen zu grobem Korn führt. Bisher war man bei der Erzeugung annähernd zipfelfreien Kaltbandes an bestimmte Kaltwalzgrade gebunden, sofern nicht normalgeglüht werden sollte.

Es wurde überraschend gefunden, daß zwar ein gewisser Titangehalt in der Stahllegierung unerlässlich ist, um das erfindungsgemäße Verfahren durchführen zu können und erfindungsgemäße Materialeigenschaften zu erzielen, aber diese Verfahrensparameter zumindest hinsichtlich des Kaltwalzgrades dann anzupassen sind, wenn der Stahllegierung das festigkeitssteigernde Element Niob hinzugefügt wird.

Die Variation der Kaltwalzgrade in Abhängigkeit von der Menge des zulegierten Titans ist bei gleichzeitiger Zulegierung von Niob in den angegebenen Grenzen auf Kaltwalzgrade von 45 bis 85 % beschränkt.

Die Zulegierung von Niob behindert nicht die frühzeitige Bildung von Titanitrid, so daß auch bei dieser erfindungsgemäßen Stahllegierung ein pan-cake-Gefüge während des rekristallisierenden Glühens nicht entstehen kann.

Eine gravierende technische und wirtschaftliche Bedeutung der Erfindung liegt in der Verwendung des Feinbleches für rotationssymmetrisch tiefgezogene Teile wie Nadellagerkäfige, Riemenscheibenhälften usw. Das erfindungsgemäße Blech kann in diesen Fällen ohne wesentliche Nacharbeit wie Abschneiden der Zipfel eingesetzt werden. Die Zipfelarmut verhindert beim Tiefziehen auch das Entstehen sektoraler Wandschwächungen, so daß die gezogenen Teile bei Rotation keine Unwucht aufweisen. Weitere Vorteile zipfelarmen oder zipfelfreien Kaltbandes sind bekannt, so daß sich eine weitere Beschreibung erübrigt.

Einige Ausführungsbeispiele sollen das Ergebnis des erfindungsgemäßen Verfahrens verdeutlichen.

Aus den erfindungsgemäßen Schmelzen A - D sowie den Vergleichsschmelzen E - F (Tabelle 1) werden Brammen von 210 mm Dicke im Strang vergossen. Nach Erwärmung im Stoßofen auf 1250 Grad Celsius wurde die Bramme zu Warmband von 3 mm Dicke ausgewalzt, gehaspelt und auf Raumtemperatur abgekühlt. Die Walzendtemperaturen und Haspeltemperaturen zeigt Tabelle 2. Nach dem Beizen wurden Bänder durch Kaltwalzen in unterschiedlichen Stufen von 10 % bis zu 80 % auf Feinblechdicke reduziert und erneut gehaspelt. Das Band wurde im Haubenglühofen der Bauart — Fa. Ludwig auf 700 Grad Celsius erwärmt, mit einem Durchsatz von 1,1 t/h bis 1,9 t/h rekristallisierend geglüht und anschließend im Ofen auf 120 Grad Celsius abgekühlt. Nach dem Dressieren mit Umformgraden von 1 - 1,2 % wurde das Band zu Blechtafeln konfektioniert.

Blechronden von 90 bzw. 180 mm Durchmesser wurden mit Ziehstempeln von 50 bzw. 100 mm Durchmesser bei Haltekräften von 50 kN zu Näpfchen tiefgezogen.

Figur 1 zeigt drei verschiedene Näpfchen, die die im folgenden verwendeten Begriffe zipfelig (Fig. 1a), zipfelarm (Fig. 1b) und zipfelfrei (Fig. 1c) definieren sollen, da die Messung der Zipfelhöhe mit den handelsüblichen Zipfelmeßgeräten, insbesondere von zipfelarmen und zipfelfreien Näpfchen mit geringen Höhendifferenzen bereits bei kleinsten Tiefziehgraten auf dem Näpfchenrand problematisch ist.

Diese Definition wurde für Figur 10 zur Darstellung der Zipfeligkeit von Näpfchen aus den verschiedenen Schmelzen übernommen. Bestätigt wurde die Erkenntnis, daß der bei 710 Grad Celsius gehaspelte Stahl E nur bei Kaltwalzgraden kleiner ca. 25 % zipfelfrei ist und im Bereich 30 - 50 % Kaltwalzgrad allenfalls als zipfelarm bezeichnet werden kann. Für den Vergleichsstahl F der gemäß Stand der Technik bei 500 Grad Celsius gehaspelt wurde, wurde Zipfeligkeit bei Kaltwalzgraden größer 30 % festgestellt.

Die Fotos in den Figuren 8 und 9 belegen dies eindrucksvoll.

Bei Verwendung der erfindungsgemäß gewalzten und geglühten Stähle A - D zeigten die Näpfchen in Abhängigkeit vom Titangehalt bei verschiedenen Kaltwalzgraden ein unterschiedliches Tiefziehergebnis:

Stahl A mit 0,01 % Ti:

Die Näpfchen waren bei Kaltwalzgraden von Epsilon = 30 - 50 % absolut zipfelfrei, während Kaltwalzgrade von 20 % bzw. 60 % nur zipfelarmes Näpfchen-Ziehen ermöglichte.

Stahl B mit 0,02 % Ti:

Zipfelfrei bei Epsilon = 10 % sowie 50 - 80 %

Zipfelarm bei Epsilon = 20 %; 40 %

Stähle C1/C2 mit 0,03 % Ti, wobei C1 mit 500 Grad Celsius und C2 mit 450 Grad Celsius gehaspelt wurde:

Zipfelfrei bei Epsilon = 10 - 20 % sowie 60 - 80 %

Zipfelarm bei Epsilon = 30 %; 50 %

Stahl D mit 0,04 % Ti:

Zipfelfrei bei Epsilon = 60 - 70 % bzw. 20 %

Zipfelarm bei Epsilon = 15 %, 25 %; 55 %; 80 %

Aus dem Vergleich der Kurven für die Stähle A - D lassen sich Tendenzen ablesen, die für Zwischenwerte des Legierungselementes Titan beispielsweise 0,025 % Ti - ausgehend von Stahl B - zipfelfreies Näpfchenziehen bei Kaltwalzgraden bis 15 % oder 20 % und bis 85 % erwarten lassen, also eine Kurvenverschiebung nach rechts; bei Werten zwischen 0,01 % und 0,02 % umgekehrt eine Verschiebung der "zipfelfreien" Kaltwalzgrade zu niedrigeren Umformverhältnissen nahelegen.

Die zu den Stählen gemäß Figur 10 und Tabelle 1 bzw. 2 korrespondierenden Fotos der Figuren 3 bis 7 von tiefgezogenen Näpfchen veranschaulichen das Ergebnis deutlich.

Überraschend zeigte sich, daß den "zipfelfreien" Umformgraden jeweils ein bestimmtes Zugfestigkeits- und Streckgrenzenniveau zugeordnet werden konnte (Figur 11) und die größte Zipfeligkeit gleichzeitig bei der niedrigsten Streckgrenze/Zugfestigkeit festzustellen war.

Beispiel: Stahl B

- a) Zipfelfreiheit beim Kaltwalzgrad 10 % - 15 % $\hat{=}$
Streckgrenzniveau $R_{p0,2} = 400 - 350 \text{ N/mm}^2$
Zugfestigkeitsniveau $R_m = 450 - 400 \text{ N/mm}^2$
- b) Zipfeligkeit beim Kaltwalzgrad 30 % $\hat{=}$
 $R_{p0,2} = 180 \text{ N/mm}^2$ und $R_m = 320 \text{ N/mm}^2$
- c) Zipfelfreiheit beim Kaltwalzgrad 50 - 80 % $\hat{=}$
 $R_{p0,2} = 250 - 280 \text{ N/mm}^2$ und $R_m = 360 - 370 \text{ N/mm}^2$

Diese Erkenntnis ermöglicht eine bauteil- oder funktionsangepasste Wahl der Festigkeit für ein und dasselbe Bauteil durch Änderung der Parameter Titangehalt und Kaltwalzgrad.

Tabelle 2 zeigt korrespondierend zu Figur 12 die erfindungsgemäß erzielte Korngröße in ASTM-Einheiten; die erzielbare Kornverfeinerung gegenüber Stählen ohne Titanzusatz nach dem Stand der Technik ist erheblich und reicht bis ASTM 11.

Das größte Korn wurde bei geringem Ti-Zusatz und geringem Kaltwalzgrad erzielt (ASTM 7). Vergleichsweise wurden bei den Stählen A - D die Warmband-Werte für die Korngröße (ASTM 9-10) in die Figur 12 aufgenommen.

Für einen Stahl C (Varianten C3 - C5) wurden Versuche mit variabler Haspeltemperatur T_h und Glühdurchsatz P_g durchgeführt (Tabelle 3). Während Schwankungen in der Durchsatzmenge des Haubenglühofens von 1,1 - 1,9 t/h sowohl die Korngröße als auch die ebene Anisotropie Δr nicht negativ beeinflussten, hatte eine Erhöhung der Haspeltemperaturen auf 710 Grad Celsius bei annähernd gleichen Walzendtemperaturen eine Kornvergrößerung und eine Verschlechterung der ebenen Anisotropie zur Folge.

Die Figuren 2a, 2b, 2c zeigen entsprechende Ergebnisse an Näpfchen aus 180 mm-Ronden, die mit 100 mm-Stempeln bei 50 kN Rückhaltekraft tiefgezogen wurden.

In Tabelle 1 sind auch die Schmelzanalysen des erfindungsgemäß bei dem Verfahren einzusetzenden Stahles G mit 0,01 % Titan, H mit 0,02 % Titan und I mit 0,03 % Titan bei 0,05 % bzw. 0,06 % Niobzugabe aufgelistet, dazu wurde ein Vergleichsstahl K mit 0,05 % Niobzugabe, aber ohne Titangehalt aufgeführt.

Aus den erfindungsgemäßen Schmelzen G - I sowie der Vergleichsschmelze K wurden Brammen von 220 mm Dicke im Strang vergossen. Nach Erwärmung im Stoßofen auf 1250 Grad Celsius wurde die Bramme zu Warmband von 4 mm Dicke ausgewalzt und gehaspelt sowie auf Raumtemperatur abgekühlt. Die Walzendtemperatur betrug 880 Grad Celsius und die Haspeltemperatur 510 Grad Celsius. Nach dem Beizen wurden die Bänder durch Kaltwalzen in unterschiedlichen Stufen von 10 bis 80 % auf Feinblechdicke reduziert und erneut gehaspelt. Nach dem Haspeln wurde das festgewickelte Band im Haubenglühofen der Bauart Fa. Ludwig auf 700 Grad Celsius erwärmt und bei Durchsatzraten von 1,1 Tonnen bzw. 1,8 Tonnen pro Stunde rekristallisierend geglüht, anschließend im Haubenglühofen auf 120 Grad Celsius abgekühlt. Nach dem Dressieren mit einem Uniformgrad von 1,1 % wurde das Band zu Blechtafeln konfektioniert. Blechronden von 90 mm Durchmesser wurden mit Ziehstempeln von 50 mm Durchmesser zu Näpfchen tiefgezogen (Figuren 13 - 16).

Für den Vergleichsstahl K, der in der Legierung kein Titan enthält, ansonsten zu der gattungsgemäßen Stahlsorte gehört, zeigt Fig. 16 deutlich, daß bei keinem der erprobten Kaltwalzgrade zipfelfreies Tiefziehen möglich war.

Bei Verwendung der erfindungsgemäß gewalzten und geglühten Stähle G bis I zeigten die Näpfchen in Abhängigkeit vom Titangehalt bei verschiedenen Kaltwalzgraden ein geringfügig unterschiedliches Tiefziehergebnis:

Stahl G mit 0,01 % Titan (Fig. 13):

Die Näpfchen waren bei Kaltwalzgraden von Epsilon = 45 bis 85 % in der Kategorie zipfelarm und bei etwa 60 bis 80 % Kaltwalzgraden sogar zipfelfrei.

Stahl H mit 0,02 % Titan (Fig. 14):

Zipfelarm im Bereich Epsilon = 55 bis 85 % fast zipfelfrei im Bereich von 60 bis 75 %.

Stahl I mit 0,03 % Titan (Fig. 15):

Zipfelarm im Bereich von 60 bis 70 % Kaltwalzgraden.

Bei den erfindungsgemäß hergestellten Stählen konnten beispielsweise bei einem Titangehalt von 0,01 % am tiefziehfertigen Blech Streckgrenz- und Zugfestigkeitswerte festgestellt werden, die um mehr als 50 N/mm^2 über den Kennwerten des nur titanlegierten Materials lagen.

Die in Tabelle 1 aufgeführten erfindungsgemäßen Schmelzen L bzw. M mit Phosphorgehalten an der oberen Analysengrenze wurden behandelt wie die Stähle A - F. Die Haspeltemperatur betrug 510 bzw. 500 Grad Celsius. Bei einem Kaltwalzgrad von 66 % wurde die Konstanz der Ergebnisse über die gesamte Bandlänge geprüft, um die Effektivität des Bundglühens zu bestätigen. Die Näpfchen aus dem Tiefziehversuchen sind in Fig. 17 bzw. 18 dargestellt. Sie zeigen, daß zipfelfreies Material sowohl am Bandanfang (Position 0) als auch nach jedem weiteren Viertel des Bandlänge bis zum Bandende (Position 1) erzeugt wurde.

Tabelle 1

Schmelzanalyse
(Werte in Gewichtsprozenten)

| Stahl C | Si | Mn | P | S | Al | N | Ti | Nb | Bemerkungen | Figur |
|---------|-------|-------|-------|-------|-------|--------|-------|------|-------------|-------|
| A | 0,046 | 0,02 | 0,009 | 0,011 | 0,022 | 0,0025 | 0,01 | - | | 3 |
| B | 0,044 | 0,025 | 0,013 | 0,005 | 0,054 | 0,0032 | 0,02 | - | | 4 |
| C | 0,048 | 0,03 | 0,014 | 0,006 | 0,051 | 0,0034 | 0,03 | - | | 2,5,6 |
| D | 0,03 | 0,03 | 0,012 | 0,005 | 0,078 | 0,0050 | 0,04 | - | | 7 |
| E | 0,04 | 0,02 | 0,020 | 0,015 | 0,061 | 0,0033 | - | - | Vergleich | 8 |
| F | 0,04 | 0,03 | 0,008 | 0,007 | 0,065 | 0,0047 | - | - | Vergleich | 9 |
| G | 0,08 | 0,06 | 0,015 | 0,008 | 0,043 | 0,0038 | 0,01 | 0,05 | | 13 |
| H | 0,08 | 0,10 | 0,010 | 0,002 | 0,046 | 0,0039 | 0,02 | 0,05 | | 14 |
| I | 0,08 | 0,09 | 0,015 | 0,005 | 0,049 | 0,0046 | 0,03 | 0,06 | | 15 |
| K | 0,06 | 0,40 | 0,018 | 0,006 | 0,043 | 0,0039 | - | 0,05 | Vergleich | 16 |
| L | 0,04 | 0,04 | 0,077 | 0,011 | 0,073 | 0,005 | 0,03 | - | | 17 |
| M | 0,06 | 0,04 | 0,068 | 0,011 | 0,047 | 0,007 | 0,025 | - | | 18 |

Table 2

| Stahl | Tw °C | Th °C | K | Figur |
|-------|----------|----------|-----------|-------|
| | | | min / max | |
| A | 860 | 490 | 10 / 7 | 3 |
| B | 870 | 500 | 11 / 9 | 4 |
| C1 | 870 | 500 | 11 / 9 | 5 |
| C2 | 880 | 450 | 11 / 9 | 6 |
| D | 890 | 430 | 11 / 9 | 7 |
| E | 900 | 710 | 9 / 4 | 8 |
| F | 890 | 500 | 9 / 6 | 9 |

T a b e l l e 3

| Stahl | Tw °C | Th °C | Pg t/h | K | Δr min /max | Figur |
|-------|----------|----------|-----------|--------|------------------------|-------|
| C3 | 880 | 520 | 1,1 | 9 - 10 | -0,07/+0,06 | 2a |
| C4 | 915 | 540 | 1,9 | 9 - 10 | -0,04/+0,08 | 2b |
| C5 | 870 | 710 | 1,9 | 8 - 9 | +0,09/+0,17 | 2c |

In Tabelle 2 und 3 bedeuten

| | |
|----------------|---------------------|
| T _w | Walzendtemperatur |
| T _h | Haspeltemperatur |
| K | Korngröße nach ASTM |
| P _g | Glühdurchsatz |
| Δ _r | ebene Anisotropie |

Kaltgewalztes Blech oder Band und Verfahren zu seiner Herstellung

Patentansprüche

1. Verfahren zur Herstellung eines kaltgewalzten Bleches oder Bandes mit guter Umformbarkeit aus Stahl mit folgender Zusammensetzung in Gewichtsprozenten:

| | |
|--|--|
| max. 0,10 | % Kohlenstoff |
| max. 0,40 | % Silizium |
| 0,10 bis 1,0 | % Mangan |
| max. 0,08 | % Phosphor |
| max. 0,02 | % Schwefel |
| max. 0,009 | % Stickstoff |
| 0,015 bis 0,08 | % Aluminium |
| 0,01 bis 0,04 | % Titan |
| max. 0,15 | % von einem oder mehreren der Elementen aus der Gruppe Kupfer, Vanadium, Nickel, |
| Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen, | |

welches nach dem Warmwalzen und Kaltwalzen gegläht wird, dadurch gekennzeichnet, daß die Branne auf oberhalb 1120 Grad Celsius erwärmt und zu Warmband bei einer Walzendtemperatur oberhalb des A_{r3} -Punktes ausgewalzt und bei 520 ± 100 Grad Celsius gehaspelt und nach dem Kaltwalzen rekristallisierend im Bund gegläht wird.

2. Verfahren zur Herstellung eines kaltgewalzten Bleches oder Bandes gemäß Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß es in Abhängigkeit vom Titangehalt mit nachstehenden Umformgraden (Epsilon) kaltgewalzt wird:

ca. 0,01 % Titan: Epsilon 20 - 60 %,
 vorzugsweise 30 - 50 %

ca. 0,02 % Titan: Epsilon 5 - 20 %,
 vorzugsweise 10 - 15 % oder
 Epsilon 40 - 85 %,
 vorzugsweise 50 - 80 %

ca. 0,03 % Titan: Epsilon 5 - 25 %,
 vorzugsweise 10 - 20 % oder
 Epsilon 50 - 85 %,
 vorzugsweise 60 - 80 %

ca. 0,04 % Titan: Epsilon 15 - 25 %,
 vorzugsweise 20 % oder
 Epsilon 55 - 80 %,
 vorzugsweise 60 - 70 %

und anschließend bei Temperaturen unterhalb A_1
 rekristallisierend geglüht und danach mit einem Umformgrad
 von ca. 1 % dressiert wird.

3. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß
 ein Stahl eingesetzt wird, der zusätzlich 0,01 - 0,06 %
 Niob enthält.
4. Verfahren zur Herstellung eines kaltgewalzten Bleches
 oder Bandes gemäß Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß
 es in Abhängigkeit vom Titangehalt mit nachstehenden
 Umformgraden (Epsilon) kaltgewalzt wird:

ca. 0,01 % Titan: Epsilon 45 bis 85 %

ca. 0,02 % Titan: Epsilon 55 bis 85 %

ca. 0,03 % Titan: Epsilon 60 bis 70 %

und anschließend bei Temperaturen unterhalb A_1 rekristallisierend geglüht und danach mit einem Umformgrad von ca. 1 % dressiert wird.

5. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 4, dadurch gekennzeichnet, daß der Stahl nach dem Kaltwalzen im Festbund geglüht wird.
6. Zum Tiefziehen geeignetes Blech oder Band aus Stahl in der angegebenen Zusammensetzung und hergestellt nach einem der in den Ansprüchen 1 bis 5 angegebenen Verfahren, gekennzeichnet durch ein rekristallisiertes Gefüge mit einer Ferritkorngröße feiner als ASTM 7 für einen Titangehalt von 0,01 % und feiner als ASTM 9 für Titangehalte von 0,015 bis 0,04 %.
7. Zum Tiefziehen geeignetes Blech oder Band gemäß Anspruch 6, dadurch gekennzeichnet, daß der Titangehalt mindestens dem 3,5-fachen des Stickstoffgehaltes entspricht.
8. Verwendung eines gemäß einem der Verfahren nach Anspruch 1 bis 5 hergestellten Bleches oder Bandes für das zipfelarme Tiefziehen vorzugsweise von rotationssymmetrischen Teilen.

9. Verwendung eines Stahles gemäß Anspruch 1 oder 3 für die Herstellung tiefgezogener, vorzugsweise rotationssymmetrischer Teile.

GEÄNDERTE ANSPRÜCHE

[beim Internationalen Büro am 25. Juli 1989 (25.07.89) eingegangen
ursprüngliche Ansprüche 1 und 4 durch geänderte Ansprüche 1 und 4
ersetzt ; alle weiteren Ansprüche unverändert (2 Seiten)]

1. Verfahren zur Herstellung eines kaltgewalzten Bleches oder Bandes mit guten quasi-isotropen Umformeigenschaften, wobei die planare Anisotropie Werte im Bereich von etwa $\Delta r \pm 0,1$ annimmt, aus Stahl mit folgender Zusammensetzung in Gewichtsprozenten:

| | |
|----------------|---|
| 0,025 - 0,10 | % Kohlenstoff |
| max. 0,40 | % Silizium |
| 0,10 bis 1,0 | % Mangan |
| max. 0,08 | % Phosphor |
| max. 0,015 | % Schwefel |
| max. 0,009 | % Stickstoff |
| 0,015 bis 0,08 | % Aluminium |
| 0,01 bis 0,04 | % Titan |
| max. 0,15 | % von einem oder mehreren der Elemente aus der Gruppe Kupfer, Vanadium, Nickel, Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen, |

durch Erwärmen einer Bramme auf oberhalb 1120 °C, Auswalzen zu Warmband bei einer Walzendtemperatur oberhalb des A_{r3} -Punktes, Haspeln bei 520 ± 100 °C, Kaltwalzen und anschließendes rekristallisierendes Glühen.

2. Verfahren zur Herstellung eines kaltgewalzten Bleches oder Bandes gemäß Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß es in Abhängigkeit vom Titangehalt mit nachstehenden Umformgraden (Epsilon) kaltgewalzt wird:

- ca. 0,01 % Titan: Epsilon 20 - 60 %,
 vorzugsweise 30 - 50 %
- ca. 0,02 % Titan: Epsilon 5 - 20 %,
 vorzugsweise 10 - 15 % oder
 Epsilon 40 - 85 %,
 vorzugsweise 50 - 80 %
- ca. 0,03 % Titan: Epsilon 5 - 25 %,
 vorzugsweise 10 - 20 % oder
 Epsilon 50 - 85 %,
 vorzugsweise 60 - 80 %
- ca. 0,04 % Titan: Epsilon 15 - 25 %,
 vorzugsweise 20 % oder
 Epsilon 55 - 80 %,
 vorzugsweise 60 - 70 %

und anschließend bei Temperaturen unterhalb A_1 rekristallisierend geglüht und danach mit einem Umformgrad von ca. 1 % dressiert wird.

3. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß ein Stahl eingesetzt wird, der zusätzlich 0,01 - 0,06 % Niob enthält.
4. Verfahren zur Herstellung eines kaltgewalzten Bleches oder Bandes gemäß Anspruch 3, dadurch gekennzeichnet, daß es in Abhängigkeit vom Titangehalt mit nachstehenden Umformgraden (Epsilon) kaltgewalzt wird:

IN ARTIKEL 19 GENANNT ERKLÄRUNG

zu Anspruch 1:

Der zu beanspruchende Schutzzumfang soll Vakuumstähle ausschließen. Durch Definition der "guten Umformbarkeit" mit Hilfe des Delta-r-Wertes soll der Unterschied zu Werkstoffen guter Tiefzieheignung mit hohen R-Werten dargestellt werden. Die Schwefelwerte sind in Praxis und Beispielen wesentlich niedriger als 0,02%.

zu Anspruch 4:

Der Rückbezug aus Anspruch 1 wäre verwirrend, gemeint ist Anspruch 3. Ein Schreibfehler, resultierend aus der Inanspruchnahme zweier Prioritäten in Verbindung mit automatischer Textverarbeitung.

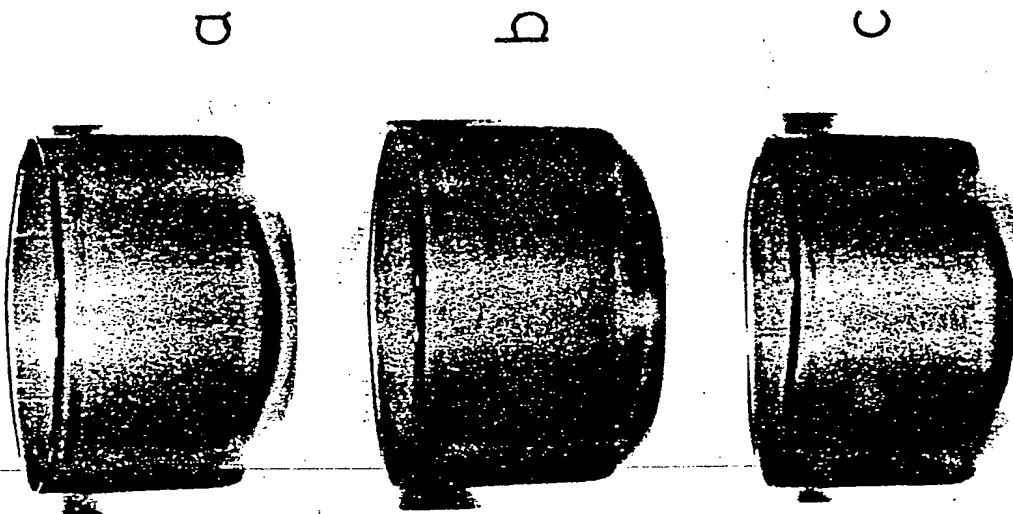


FIG.2

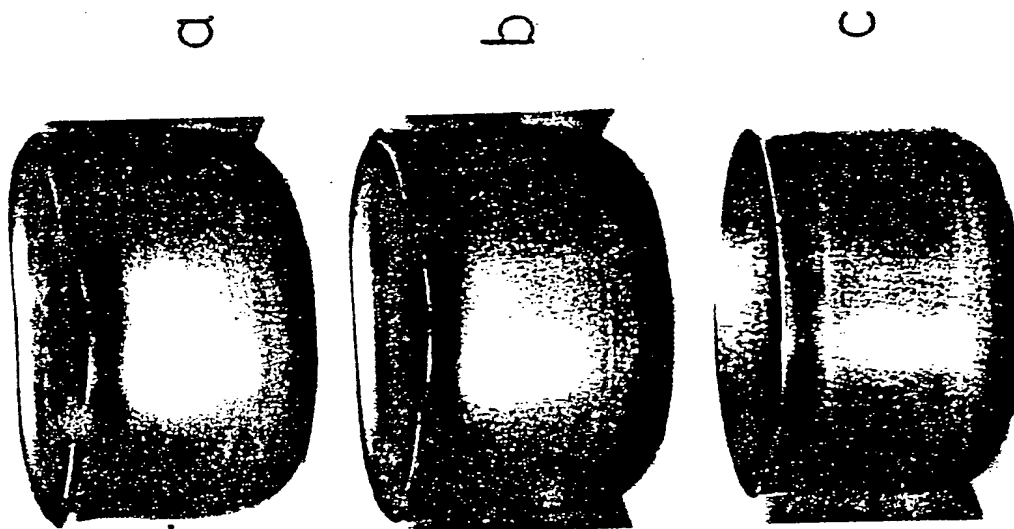


FIG.1

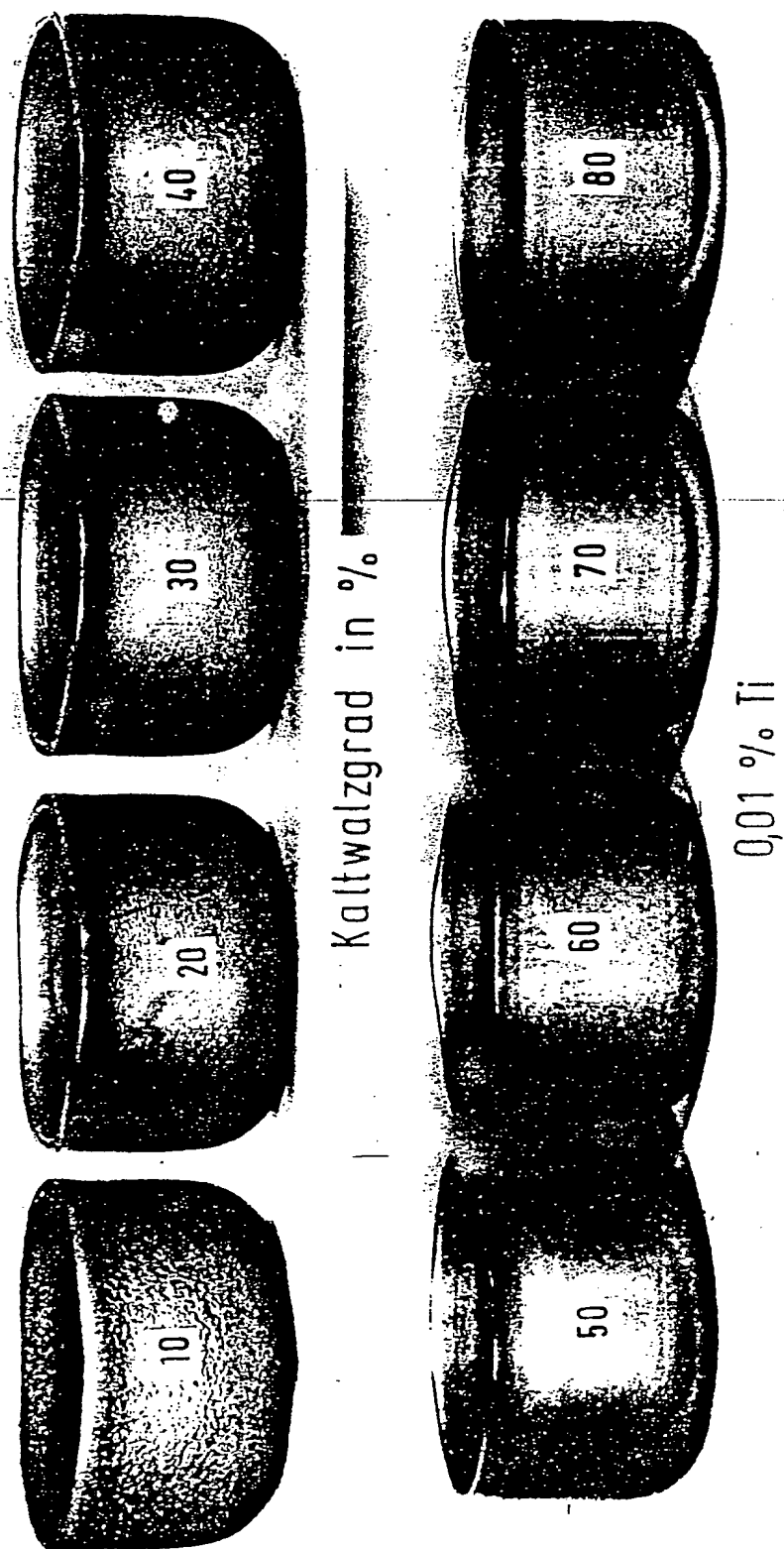
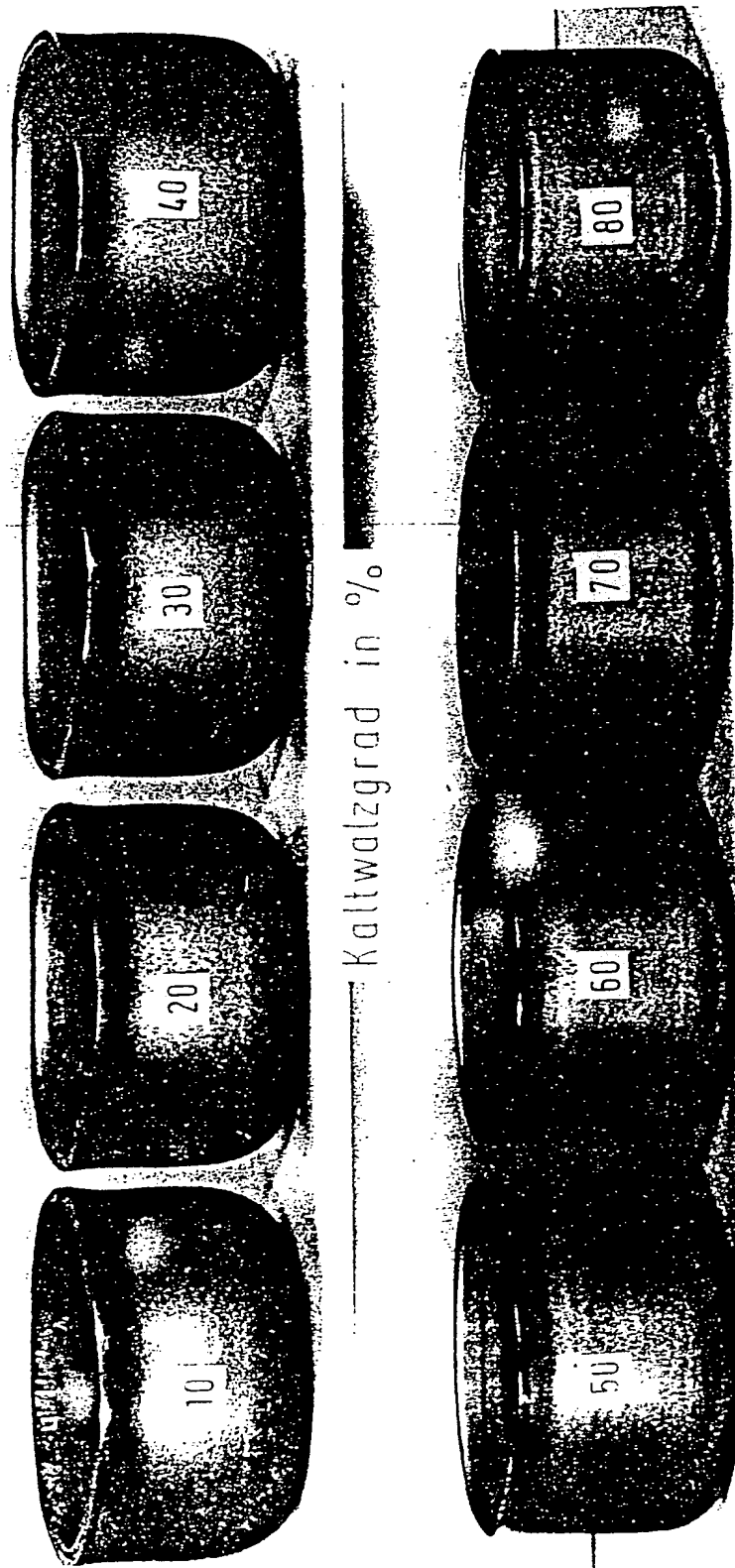


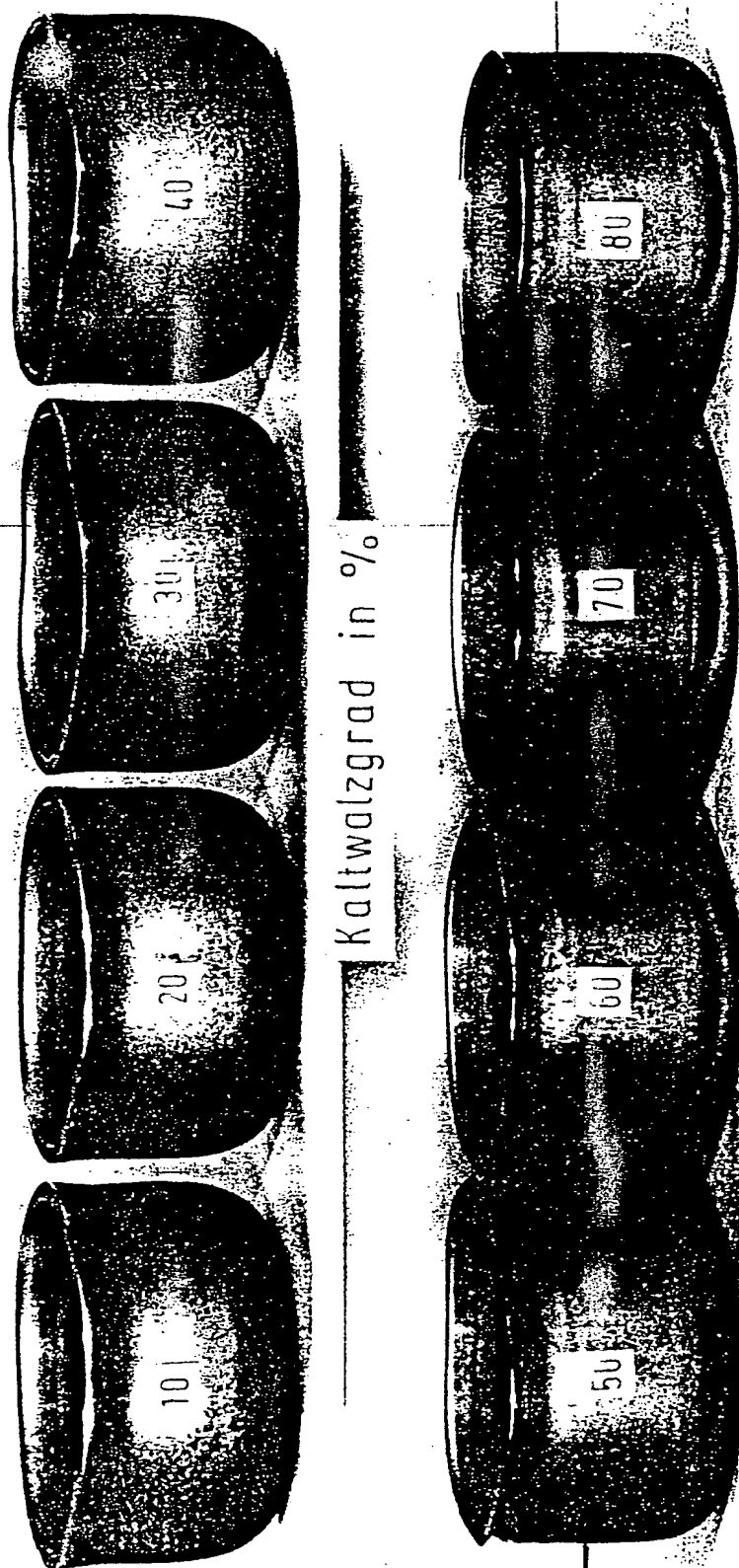
FIG. 3



Kaltwatzgrad in %

0,02 % II

FIG. 4



0,03 % Ti

FIG.5

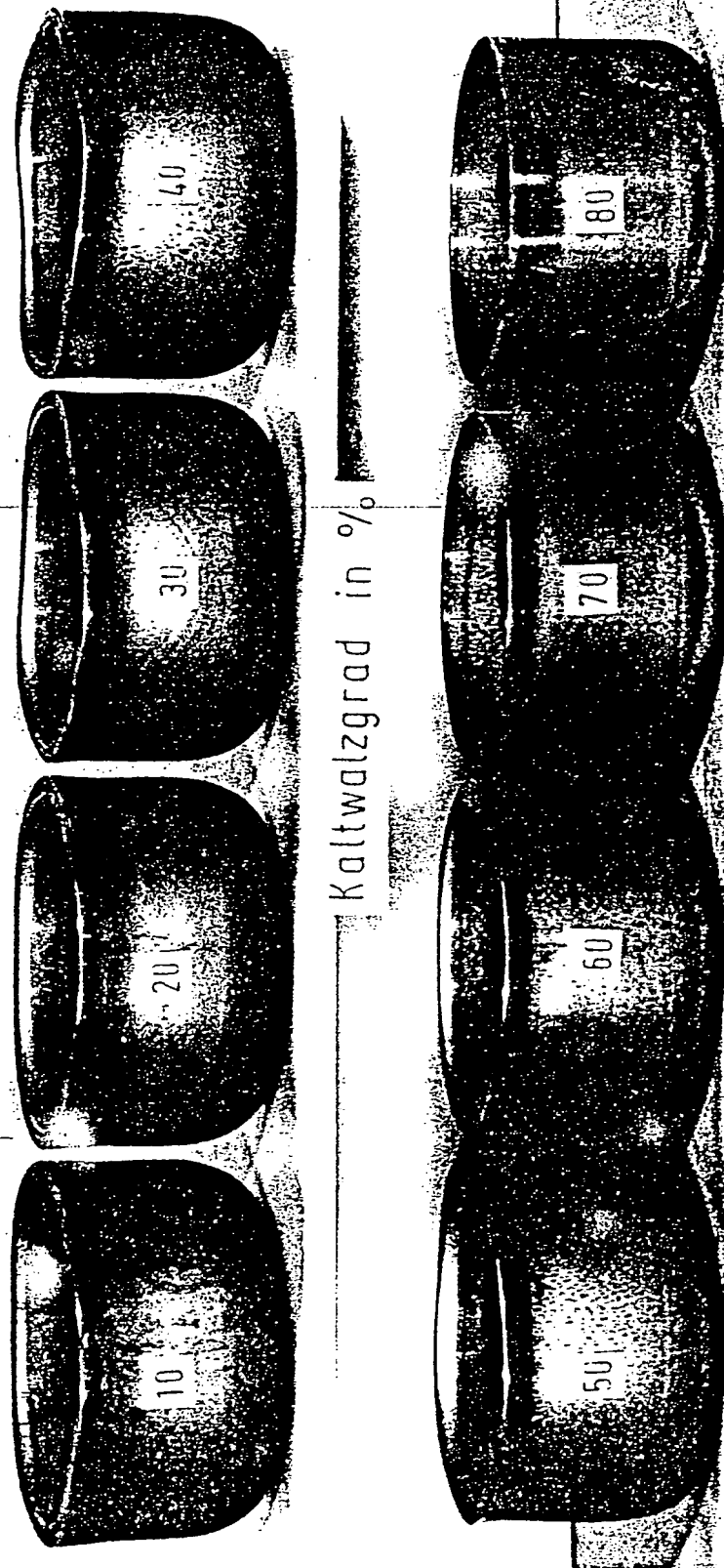


FIG. 6

6/17

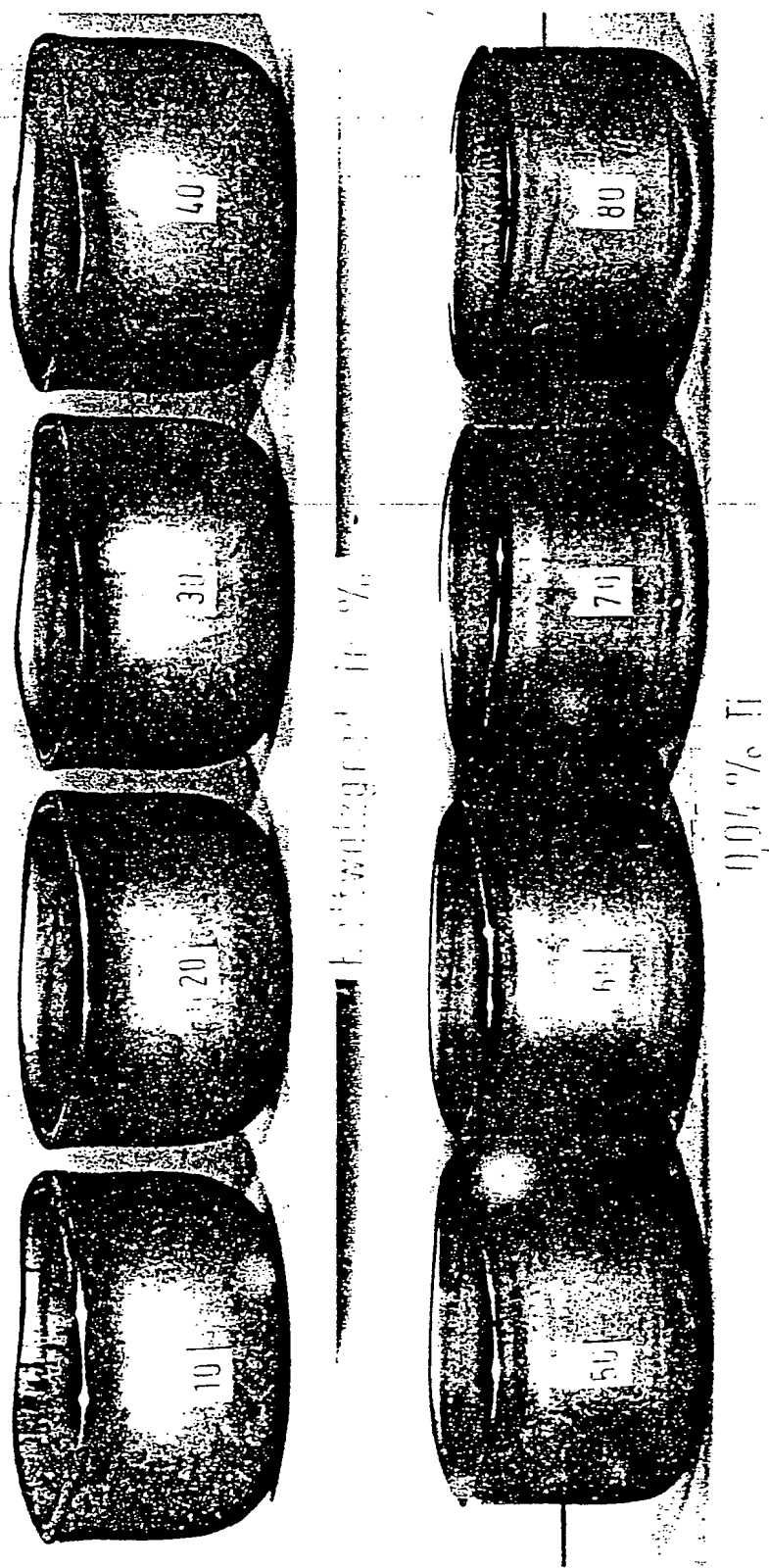


FIG. 7

7/17

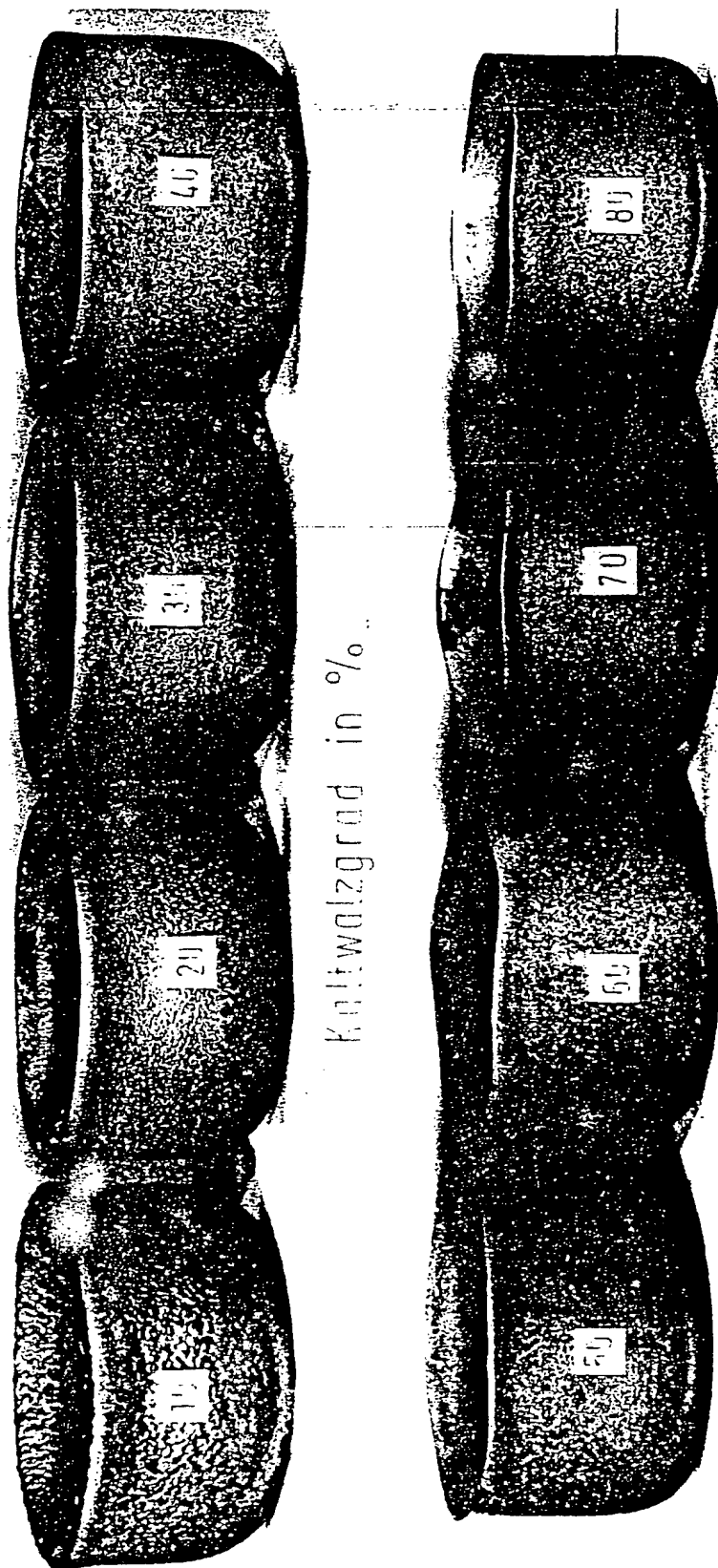


FIG. 8

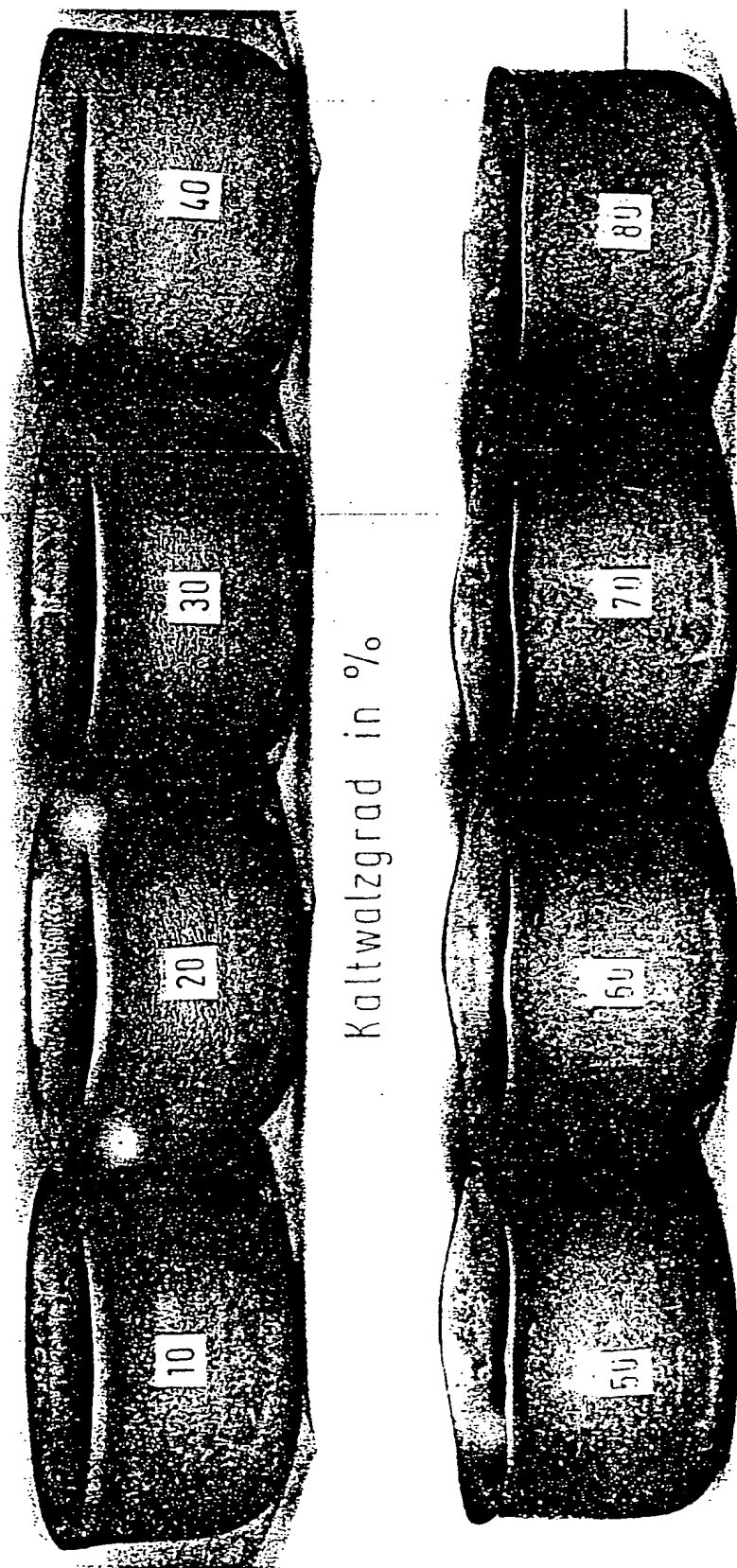
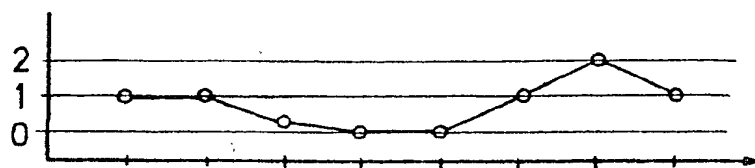
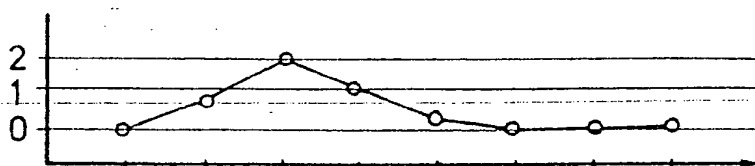


FIG. 9

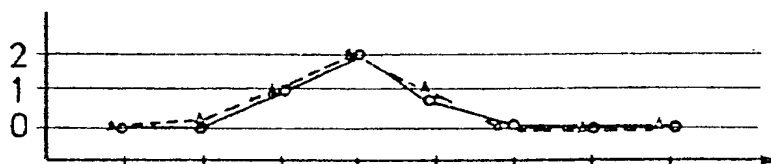
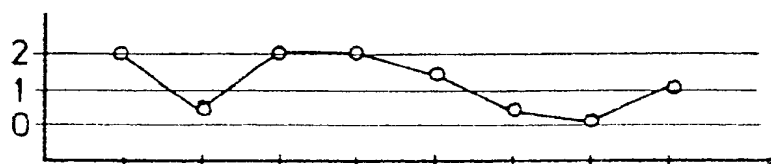
Fig. 10

Legierung

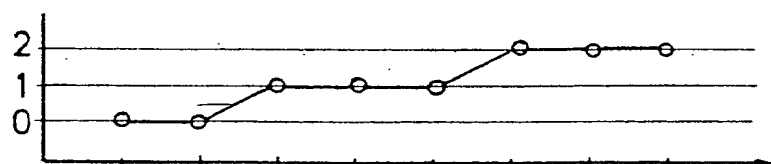
A



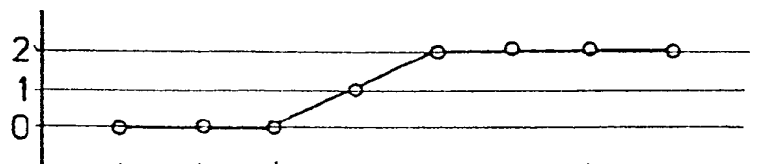
B


 $\Delta \hat{=} C_1$
 $\circ \hat{=} C_2$


D



E



F

 $\epsilon \%$ 0 $\hat{=}$ zipfelfrei, 1 $\hat{=}$ zipfelarm, 2 $\hat{=}$ zipfelig

Fig. 11

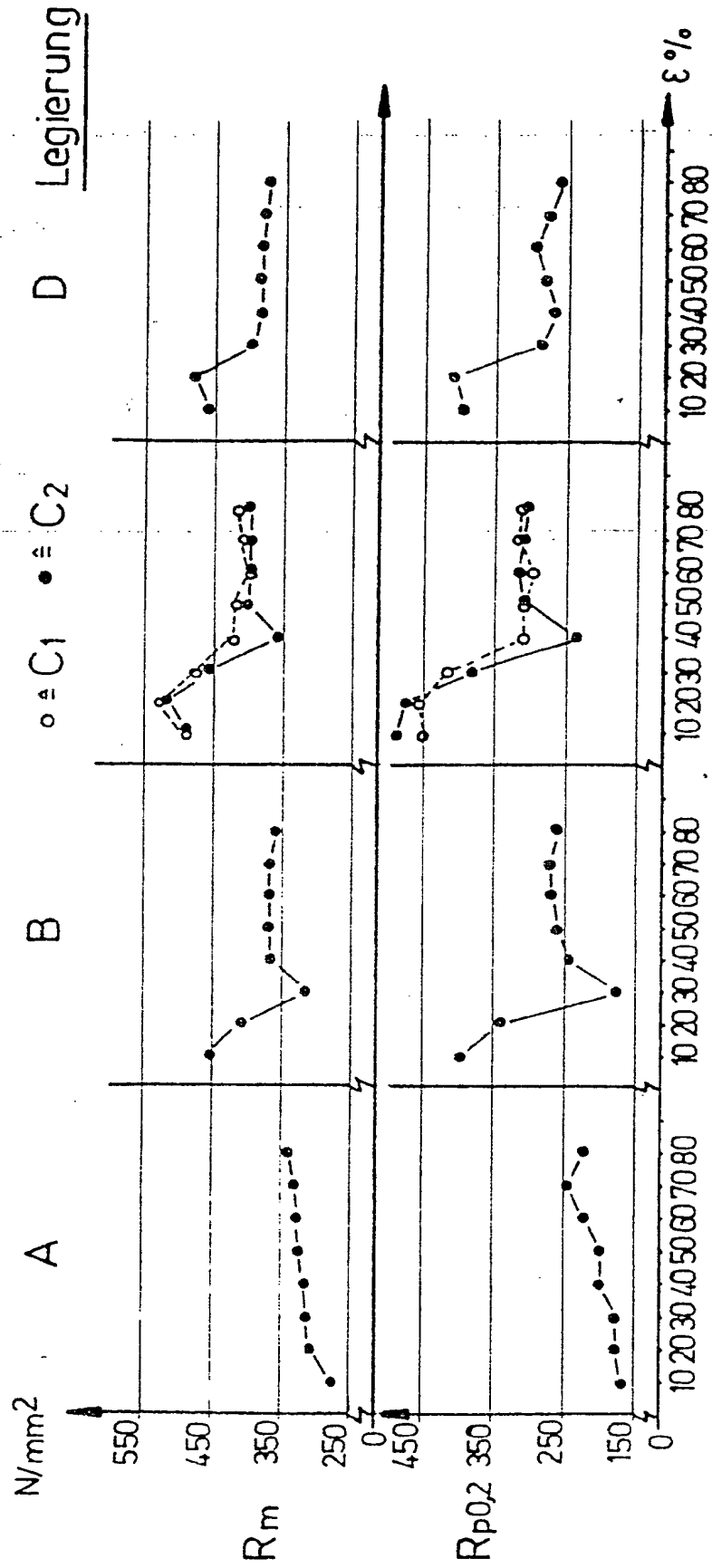
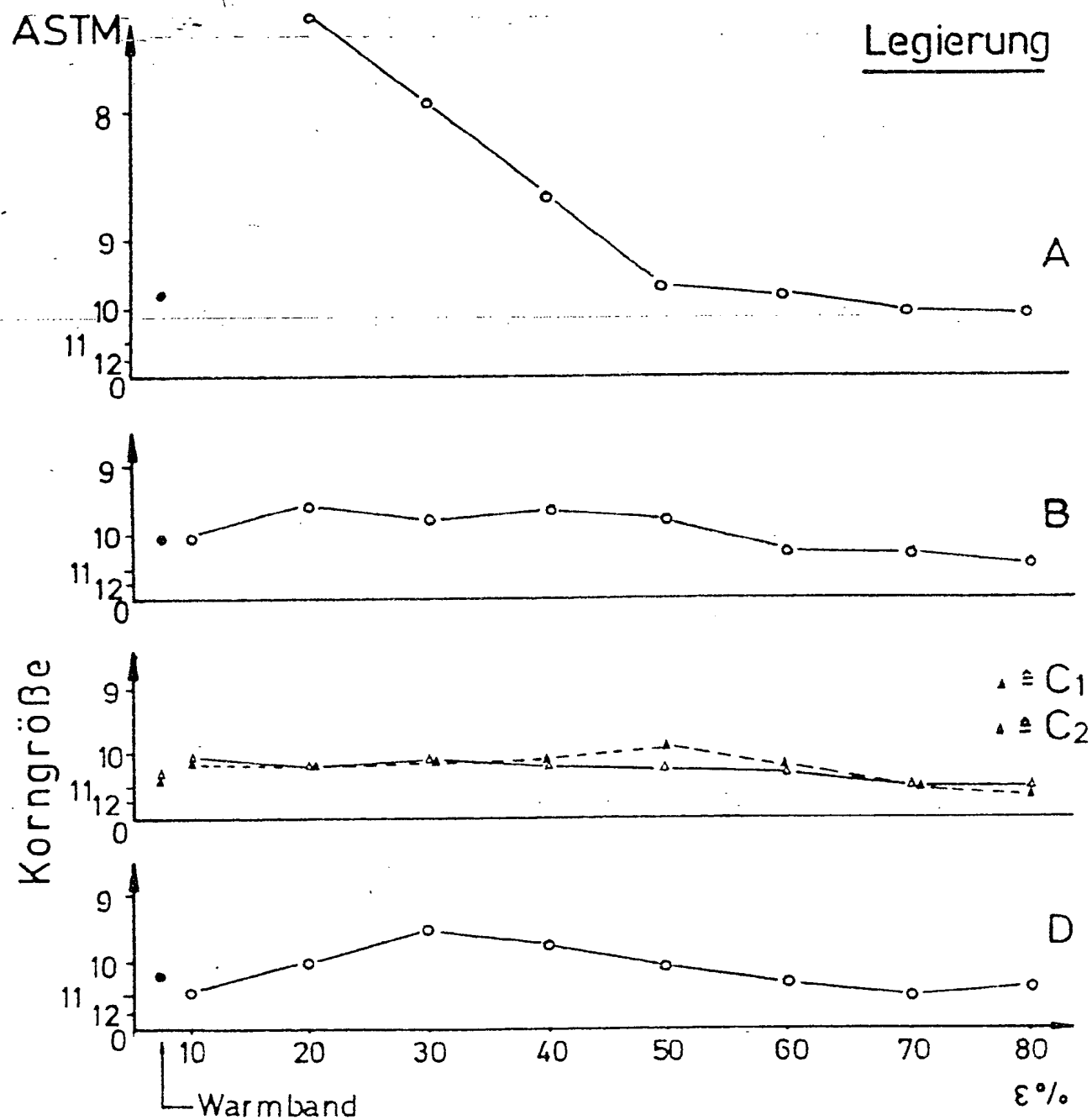
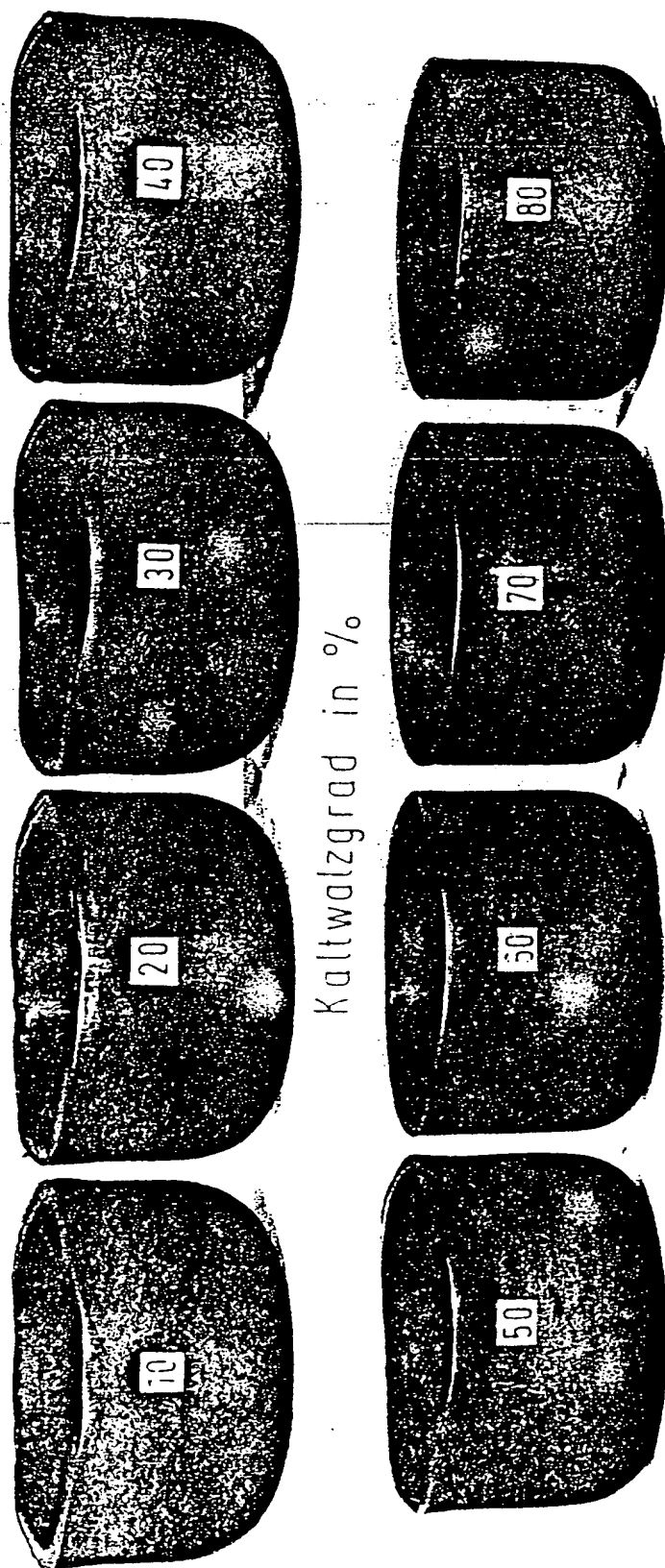


Fig. 12





Kaltwalzgrad in %

0,01 % Ti 0,05 % Nb

FIG.13

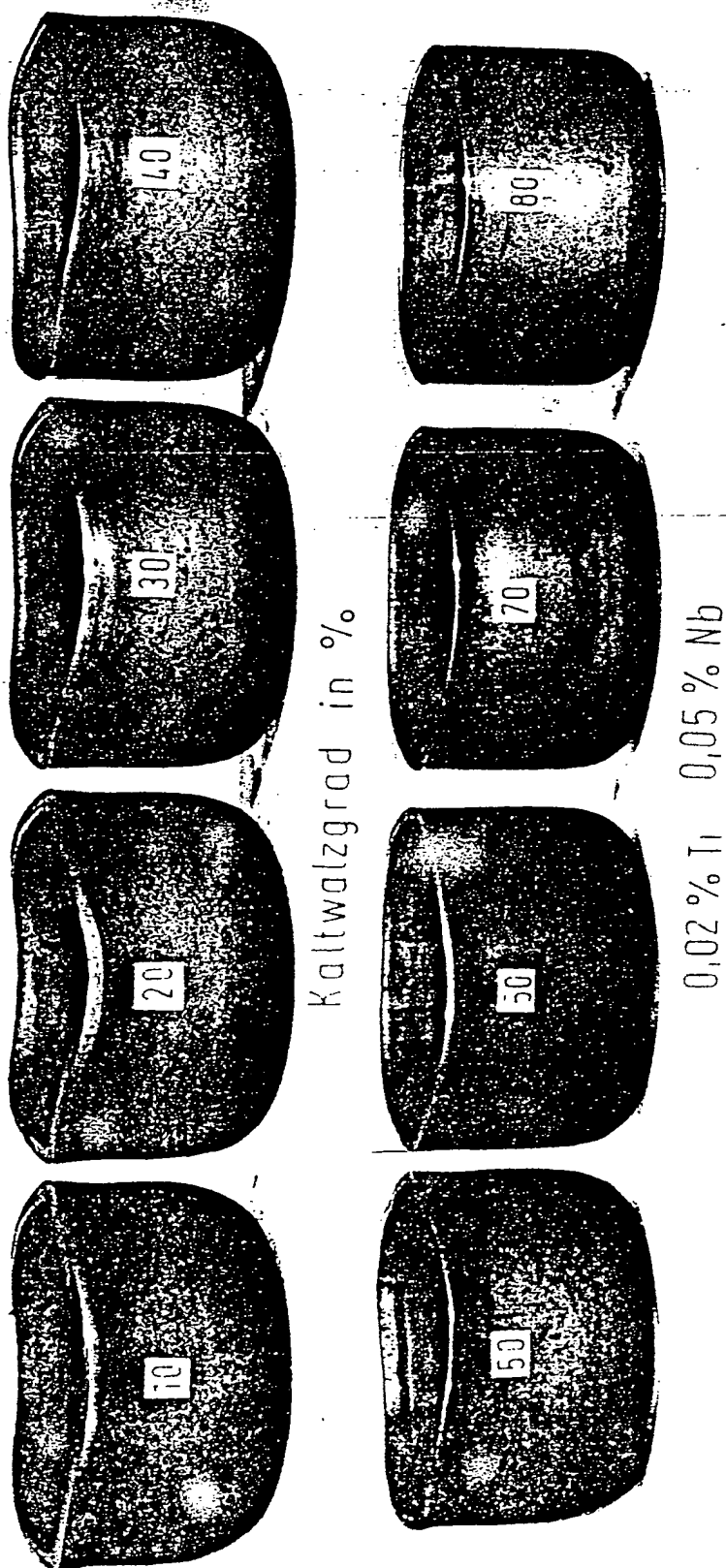


FIG. 14

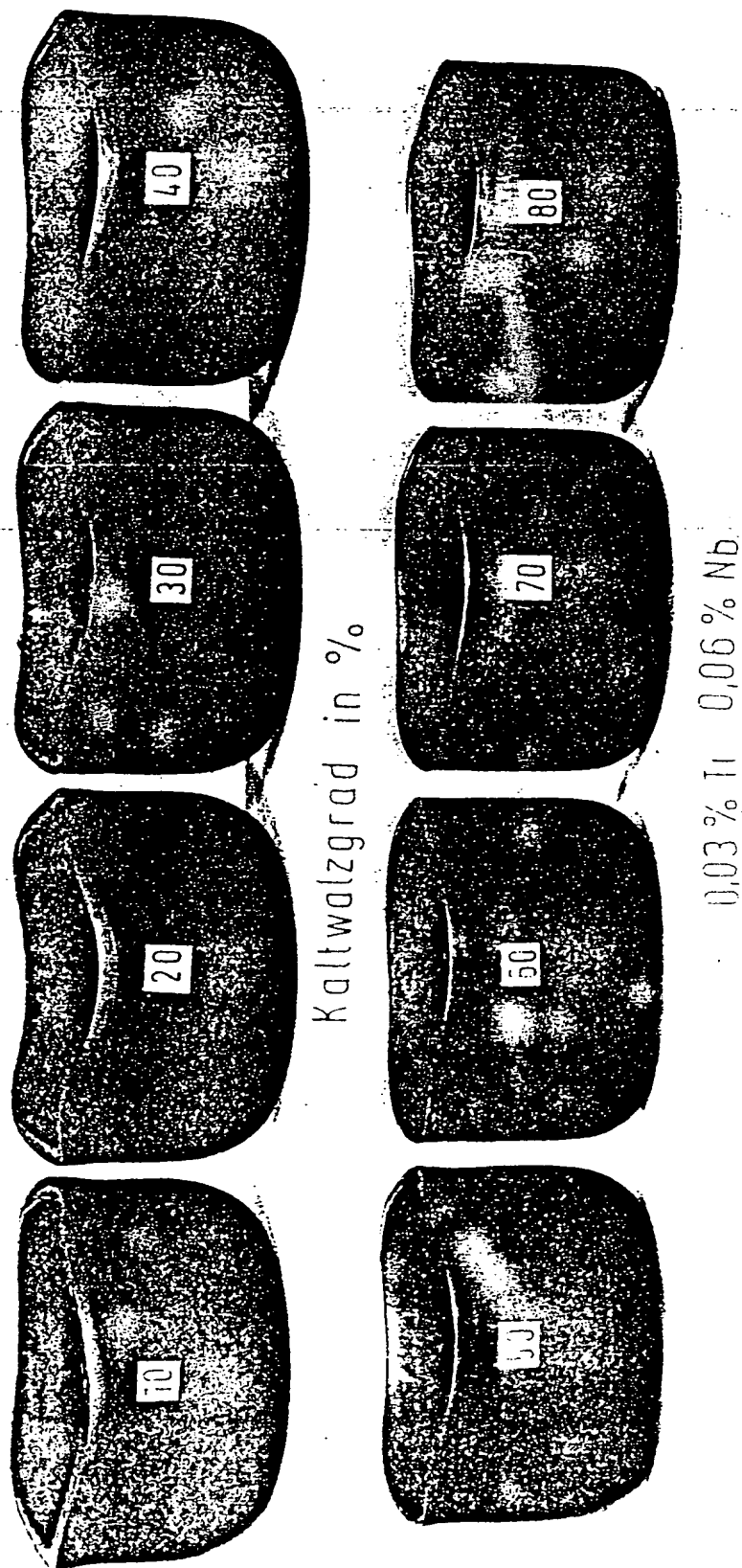


FIG. 15

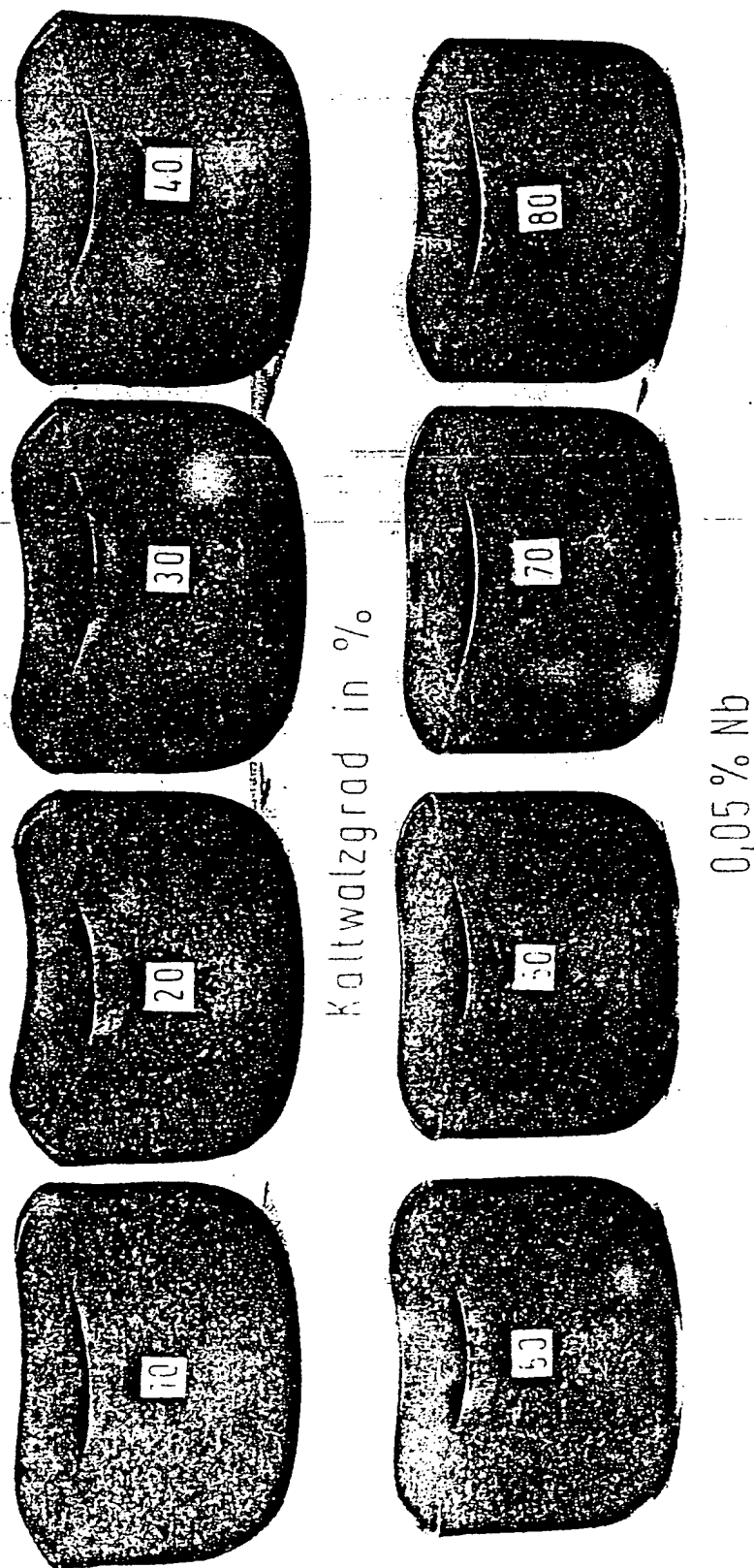


FIG. 16

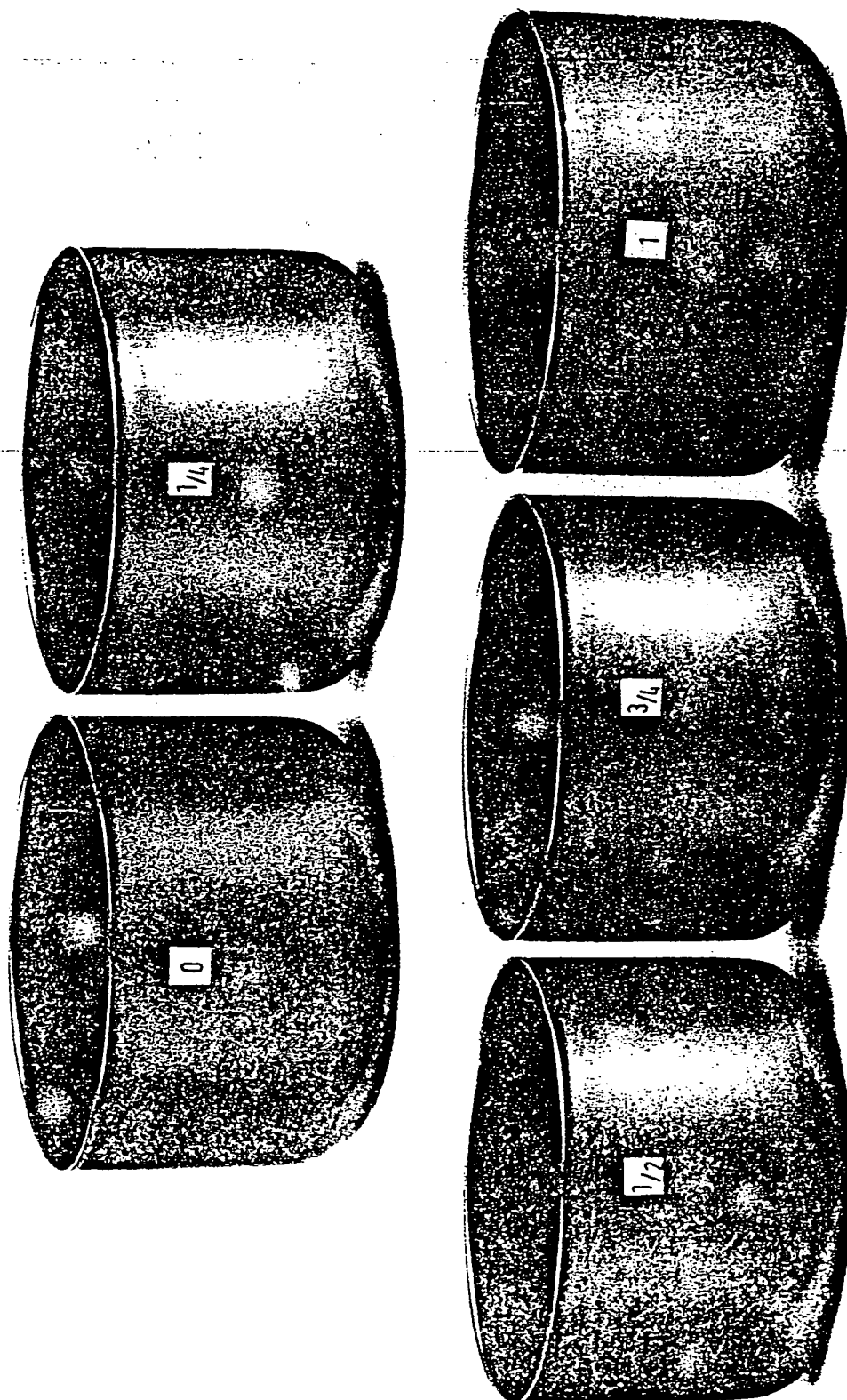


FIG. 17

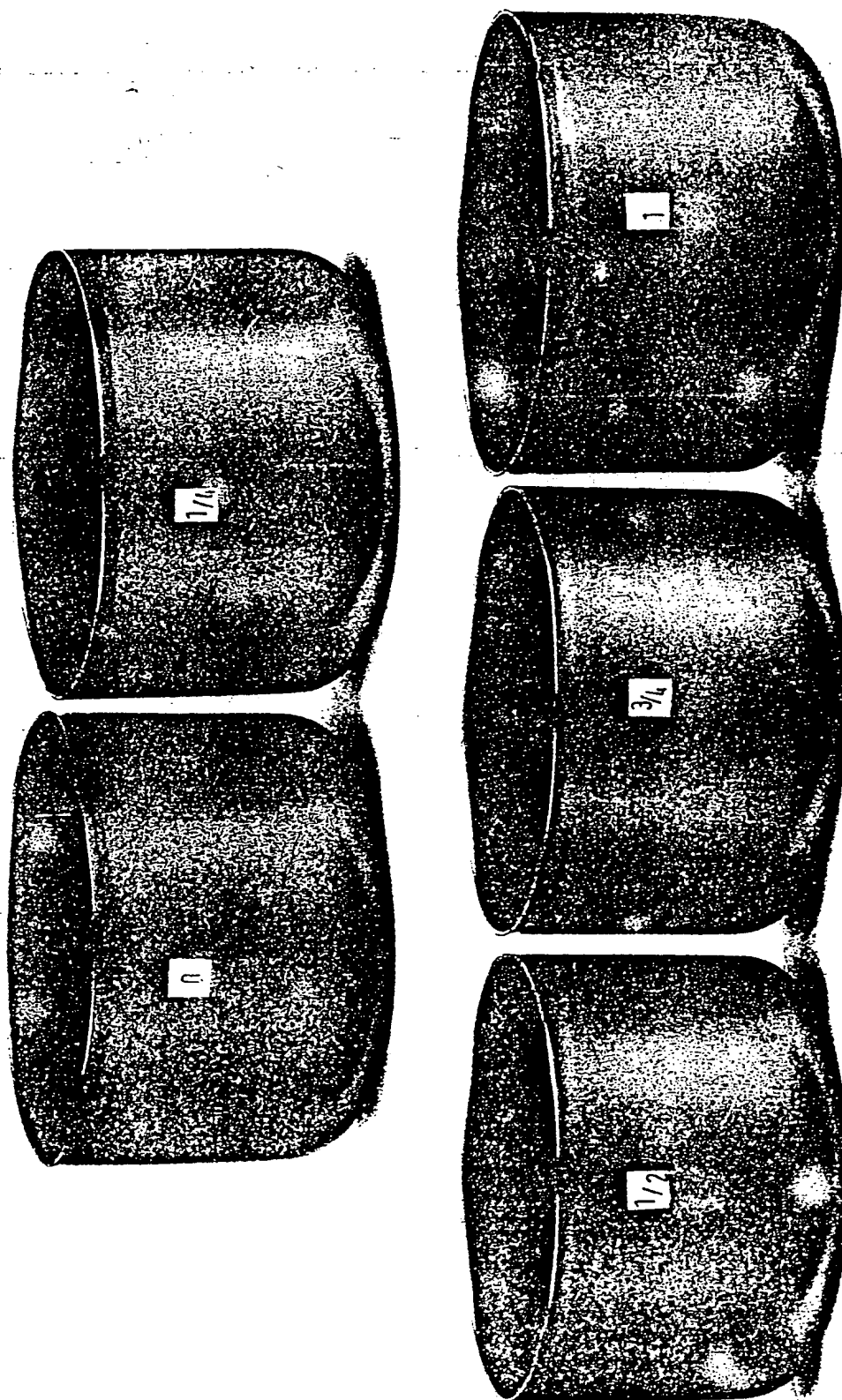


FIG. 18

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International Application No PCT/DE 89/00057

| | | |
|--|--|-------------------------------------|
| I. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER (if several classification symbols apply, indicate all) * | | |
| According to International Patent Classification (IPC) or to both National Classification and IPC | | |
| Int. Cl. ⁴ C 21 D 8/04; C 22 C 38/14 | | |
| II. FIELDS SEARCHED | | |
| Minimum Documentation Searched ⁷ | | |
| Classification System | Classification Symbols | |
| Int. Cl. ⁴ | C 21 D; C 22 C | |
| Documentation Searched other than Minimum Documentation to the Extent that such Documents are Included in the Fields Searched * | | |
| III. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT * | | |
| Category * | Citation of Document, ¹¹ with Indication, where appropriate, of the relevant passages ¹² | Relevant to Claim No. ¹³ |
| X | EP, A, 0171208 (KAWASAKI STEEL) 12 February 1986, see claims and examples -- | 1,3,7 |
| X | Patent Abstracts of Japan, volume 3, Nr. 11, page 164 C35, 30 January 1979, & JP, A, 53137021 (SHIN NIPPON SEITETSU K.K.) 30 November 1978 -- | 1,7 |
| A | EP, A, 0120976 (KAWASAKI STEEL) 10 October 1984, cited in the application -- | |
| A | EP, A, 0101740 (KAWASAKI STEEL) 7 March 1984, cited in the application -- | |
| A | DE, A, 2155620 (NIPPON KOKAN) 6 July 1972 -- | |
| | ./. | |
| <div style="display: flex; justify-content: space-between;"> <div style="width: 45%;"> <p>* Special categories of cited documents: ¹⁰</p> <p>"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance</p> <p>"E" earlier document but published on or after the international filing date</p> <p>"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)</p> <p>"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means</p> <p>"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed</p> </div> <div style="width: 45%;"> <p>"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention</p> <p>"X" document of particular relevance: the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step</p> <p>"Y" document of particular relevance: the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art.</p> <p>"Z" document member of the same patent family</p> </div> </div> | | |
| IV. CERTIFICATION | | |
| Date of the Actual Completion of the International Search | Date of Mailing of this International Search Report | |
| 27 April 1989 (27.04.89) | 30 May 1989 (30.05.89) | |
| International Searching Authority | Signature of Authorized Officer | |
| European Patent Office | | |

| Category * | Citation of Document, with indication, where appropriate, of the relevant passages | Relevant to Claim No |
|------------|---|----------------------|
| A | US, A, 4125416 (H. KATO et al.) 14 November 1978 -- | |
| A | US, A, 3814636 (P.R. MOULD et al.) 4 June 1974 -- | |
| A | Patent Abstracts of Japan, volume 8, Nr. 168 (C-236) (1605), 3 August 1984, & JP, A, 5967321 (KAWASAKI SEITETSU K.K.) 17 April 1984 ----- | |

**ANNEX TO THE INTERNATIONAL SEARCH REPORT
ON INTERNATIONAL PATENT APPLICATION NO.**

DE 8900057
SA 26501

This annex lists the patent family members relating to the patent documents cited in the above-mentioned international search report. The members are as contained in the European Patent Office EDP file on 23/05/89. The European Patent Office is in no way liable for these particulars which are merely given for the purpose of information.

| Patent document cited in search report | Publication date | Patent family member(s) | Publication date |
|---|---------------------|----------------------------|---------------------|
| EP-A- 0171208 | 12-02-86 | JP-A- 61026757 | 06-02-86 |
| | | US-A- 4750952 | 14-06-88 |
| | | JP-A- 61281852 | 12-12-86 |
| | | JP-A- 62007822 | 14-01-87 |
| EP-A- 0120976 | 10-10-84 | WO-A- 8401585 | 26-04-84 |
| | | JP-A- 59067322 | 17-04-84 |
| | | US-A- 4576656 | 18-03-86 |
| EP-A- 0101740 | 07-03-84 | WO-A- 8302957 | 01-09-83 |
| | | JP-A- 58144430 | 27-08-83 |
| | | US-A- 4576657 | 18-03-86 |
| DE-A- 2155620 | 06-07-72 | FR-A, B 2117866 | 28-07-72 |
| | | US-A- 3716420 | 13-02-73 |
| | | GB-A- 1333280 | 10-10-73 |
| | | AU-A- 3655571 | 14-06-73 |
| | | CA-A- 939937 | 15-01-74 |
| | | AU-B- 451296 | 01-08-74 |
| US-A- 4125416 | 14-11-78 | | |
| US-A- 3814636 | 04-06-74 | CA-A- 986751 | 06-04-76 |

INTERNATIONALER RECHERCHENBERICHT

Internationales Aktenzeichen **PCT/DE 89/00057**

| | | |
|--|---|---|
| I. KLASSIFIKATION DES ANMELDUNGSGEGENSTANDS (bei mehreren Klassifikationssymbolen sind alle anzugeben) ⁵ Nach der Internationalen Patentklassifikation (IPC) oder nach der nationalen Klassifikation und der IPC Int. Cl. ⁴ C-21-D 8/04; C-22-C 38/14 | | |
| II. RECHERCHIERTE SACHGEBIETE Recherchierter Mindestprüfstoff ⁷ | | |
| Klassifikationssystem | Klassifikationssymbole | |
| Int. Cl. ⁴ | C 21 D; C 22 C | |
| Recherchierte nicht zum Mindestprüfstoff gehörende Veröffentlichungen, soweit diese unter die recherchierten Sachgebiete fallen ⁸ | | |
| III. EINSCHLÄGIGE VERÖFFENTLICHUNGEN ⁹ | | |
| Art* | Kennzeichnung der Veröffentlichung ¹¹ , soweit erforderlich unter Angabe der maßgeblichen Teile ¹² | Betr. Anspruch Nr. ¹³ |
| X | EP, A, 0171208 (KAWASAKI STEEL) 12. Februar 1986 siehe Ansprüche und Beispiele -- | 1,3,7 |
| X | Patent Abstracts of Japan, Band 3, Nr. 11, Seite 164 C35, 30. Januar 1979, & JP, A, 53137021 (SHIN NIPPON SEITETSU K.K.) 30. November 1978 -- | 1,7 |
| A | EP, A, 0120976 (KAWASAKI STEEL) 10. Oktober 1984 in der Anmeldung erwähnt -- | |
| A | EP, A, 0101740 (KAWASAKI STEEL) 7. März 1984 in der Anmeldung erwähnt -- | |
| A | DE, A, 2155620 (NIPPON KOKAN) 6. Juli 1972 -- | |
| <div style="display: flex; justify-content: space-between;"> <div style="width: 45%;"> <p>* Besondere Kategorien von angegebenen Veröffentlichungen¹⁰:</p> <p>"A" Veröffentlichung, die den allgemeinen Stand der Technik definiert, aber nicht als besonders bedeutsam anzusehen ist</p> <p>"E" älteres Dokument, das jedoch erst am oder nach dem internationalen Anmeldedatum veröffentlicht worden ist</p> <p>"L" Veröffentlichung, die geeignet ist, einen Prioritätsanspruch zweifelhaft erscheinen zu lassen, oder durch die das Veröffentlichungsdatum einer anderen im Recherchenbericht genannten Veröffentlichung belegt werden soll oder die aus einem anderen besonderen Grund angegeben ist (wie ausgeführt)</p> <p>"O" Veröffentlichung, die sich auf eine mündliche Offenbarung, eine Benutzung, eine Ausstellung oder andere Maßnahmen bezieht</p> <p>"P" Veröffentlichung, die vor dem internationalen Anmeldedatum, aber nach dem beanspruchten Prioritätsdatum veröffentlicht worden ist</p> </div> <div style="width: 45%;"> <p>"T" Spätere Veröffentlichung, die nach dem internationalen Anmeldedatum oder dem Prioritätsdatum veröffentlicht worden ist und mit der Anmeldung nicht kollidiert, sondern nur zum Verständnis des der Erfindung zugrundeliegenden Prinzips oder der ihr zugrundeliegenden Theorie angegeben ist</p> <p>"X" Veröffentlichung von besonderer Bedeutung; die beanspruchte Erfindung kann nicht als neu oder auf erfinderischer Tätigkeit beruhend betrachtet werden</p> <p>"Y" Veröffentlichung von besonderer Bedeutung; die beanspruchte Erfindung kann nicht als auf erfinderischer Tätigkeit beruhend betrachtet werden, wenn die Veröffentlichung mit einer oder mehreren anderen Veröffentlichungen dieser Kategorie in Verbindung gebracht wird und diese Verbindung für einen Fachmann naheliegend ist</p> <p>"&" Veröffentlichung, die Mitglied derselben Patentfamilie ist</p> </div> </div> | | |
| IV. BESCHEINIGUNG | | |
| Datum des Abschlusses der internationalen Recherche 27. April 1989 | | Absendedatum des internationalen Recherchenberichts 30 MAY 1989 |
| Internationale Recherchenbehörde Europäisches Patentamt | | Unterschrift des bevollmächtigten Bediensteten L. ROSSI |

**ANHANG ZUM INTERNATIONALEN RECHERCHENBERICHT
ÜBER DIE INTERNATIONALE PATENTANMELDUNG NR.**

DE 8900057
SA 26501

In diesem Anhang sind die Mitglieder der Patentfamilien der im obengenannten internationalen Recherchenbericht angeführten Patentdokumente angegeben.
Die Angaben über die Familienmitglieder entsprechen dem Stand der Datei des Europäischen Patentamts am 23/05/89
Diese Angaben dienen nur zur Unterrichtung und erfolgen ohne Gewähr.

| Im Recherchenbericht angeführtes Patentdokument | Datum der Veröffentlichung | Mitglied(er) der Patentfamilie | Datum der Veröffentlichung |
|--|-------------------------------|---|--|
| EP-A- 0171208 | 12-02-86 | JP-A- 61026757 US-A- 4750952 JP-A- 61281852 JP-A- 62007822 | 06-02-86 14-06-88 12-12-86 14-01-87 |
| EP-A- 0120976 | 10-10-84 | WO-A- 8401585 JP-A- 59067322 US-A- 4576656 | 26-04-84 17-04-84 18-03-86 |
| EP-A- 0101740 | 07-03-84 | WO-A- 8302957 JP-A- 58144430 US-A- 4576657 | 01-09-83 27-08-83 18-03-86 |
| DE-A- 2155620 | 06-07-72 | FR-A,B 2117866 US-A- 3716420 GB-A- 1333280 AU-A- 3655571 CA-A- 939937 AU-B- 451296 | 28-07-72 13-02-73 10-10-73 14-06-73 15-01-74 01-08-74 |
| US-A- 4125416 | 14-11-78 | Keine | |
| US-A- 3814636 | 04-06-74 | CA-A- 986751 | 06-04-76 |

THIS PAGE BLANK (USPTO)